

UNIVERSIDADE FEDERAL DE JUIZ DE FORA  
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

WASHINGTON CARVALHO TRICOTE RESENDE

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR PITES DOS AÇOS INOXIDÁVEIS  
AUSTENÍTICOS AISI 301 E AISI 304 SUBMETIDOS AO PROCESSO DE  
SOLDAGEM TIG**

JUIZ DE FORA

2016

WASHINGTON CARVALHO TRICOTE RESENDE

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR PITES DOS AÇOS INOXIDÁVEIS  
AUSTENÍTICOS AISI 301 E AISI 304 SUBMETIDOS AO PROCESSO DE SOLDAGEM  
TIG**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado a Faculdade de Engenharia da Universidade Federal de Juiz de Fora, como requisito parcial para a obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Orientador: Doutor, Moisés Luiz Lagares Júnior

JUIZ DE FORA

2016

Ficha catalográfica elaborada através do programa de geração automática da Biblioteca Universitária da UFJF, com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

Resende, Washington Carvalho Tricote.

Estudo da resistência à corrosão por pites dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 301 e AISI 304 submetidos ao processo de soldagem TIG / Washington Carvalho Tricote Resende. -- 2016.

70 p. : il.

Orientador: Moisés Luiz Lagares Jr

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) - Universidade Federal de Juiz de Fora, Faculdade de Engenharia, 2016.

1. Corrosão por pites. 2. Corrosão intergranular. 3. Soldagem TIG. I. Lagares Jr, Moisés Luiz, orient. II. Título.

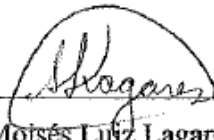
WASHINGTON CARVALHO TRICOTE RESENDE

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR PITES DOS AÇOS INOXIDÁVEIS  
AUSTENÍTICOS AISI 301 E AISI 304 SUBMETIDOS AO PROCESSO DE SOLDAGEM  
TIG**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado a  
Faculdade de Engenharia da Universidade Federal  
de Juiz de Fora, como requisito parcial para a  
obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Aprovado em 07 de janeiro de 2016.

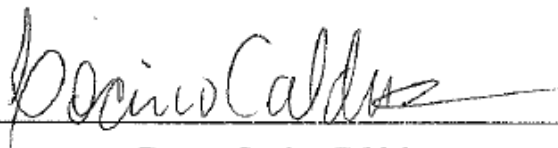
BANCA EXAMINADORA



---

Doutor, Moisés Luiz Lagares Júnior (Orientador)

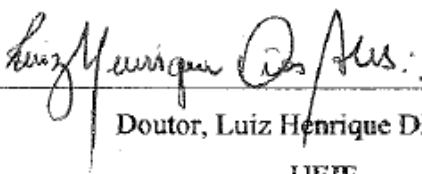
UFJF



---

Doutor, Lecino Caldeira

IF Sudeste MG



---

Doutor, Luiz Henrique Dias Alves

UFJF

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pela oportunidade e pelo conhecimento adquirido.

Agradeço aos meus pais, Marlene e Washington, pelo amor, incentivo e apoio incondicional.

Agradeço ao professor e orientador, prof. Dr. Moisés Luiz Lagares Júnior, pela orientação, apoio, confiança e incentivo.

Agradeço ao professor, prof. Dr. Lecino Caldeira, pelo apoio e incentivo durante os ensaios.

Agradeço ao professor, prof. Dr. Luiz Henrique Dias Alves, por aceitar o convite de fazer parte da banca.

Agradeço ao professor, prof. Dr. Alexandre Cuin, por contribuir com os ensaios.

Ao técnico da UFJF, Mateus, pelo apoio na realização dos ensaios deste trabalho.

Aos técnicos do IF Sudeste MG, Paula e Felipe, pelo apoio na realização dos ensaios deste trabalho.

A todos os funcionários da empresa, em especial ao Milton e ao Michael, pela parceria, pelos materiais cedidos e pela contribuição para a realização deste trabalho.

Aos meus avós, Alzira (*in memoriam*) e João, pelo apoio, exemplo e dedicação.

À minha irmã, Maria Carolina, pelo apoio e amizade.

À minha tia, Marluce, pelo apoio e por se fazer presente em todos os momentos.

Ao meu primo, João Luís, pelo apoio, amizade e incentivo.

Ao Gulliver e ao Raul pela ajuda na realização dos ensaios de soldagem.

E a todos que contribuíram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho.

## RESUMO

RESENDE, W.C.T. (2016). **Estudo da resistência à corrosão por pites dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 301 e AISI 304 submetidos ao processo de soldagem TIG.** 2016. 70 p. Trabalho de Conclusão de Curso – Faculdade de Engenharia, Universidade Federal de Juiz de Fora, Juiz de Fora, 2016.

Os aços inoxidáveis austeníticos são amplamente utilizados devido à alta resistência à corrosão. Porém, ao serem submetidos a ambientes ricos em íons  $\text{Cl}^-$ , sofrem a quebra do filme passivo, promovendo a formação de pites. A dissolução da camada passiva geralmente ocorre devido a trincas e fraturas existentes no material ou devido à precipitação de carbonetos  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . Os carbonetos de cromo se precipitam quando o aço é aquecido a uma faixa de temperatura entre 450 e 870°C. Uma indústria metalúrgica de Juiz de Fora sofre com problemas de corrosão no aço AISI 304. A empresa deseja substituí-lo pelo aço AISI 301, por ser financeiramente mais vantajoso. O trabalho analisa e compara a resistência à corrosão por pites de ambos os aços através de oito amostras do material como recebido e soldado. Para a análise, foram consideradas a energia de soldagem do processo TIG, a massa perdida após imergir as amostras em cloreto férrico por 72h (ASTM G48), a extensão da zona sensibilizada e a influência dos precipitados na resistência à corrosão. As análises metalográficas foram baseadas na norma ASTM A262 para revelação da microestrutura. O aço AISI 301 apresentou menor resistência à corrosão que o aço AISI 304, com maior perda de massa. A energia de soldagem influenciou diretamente na extensão da zona sensibilizada. Quanto maior a energia de soldagem, mais precipitados apareceram nos contornos de grãos. Pites foram encontrados no metal base, na zona afetada pelo calor e no metal de solda. Os pites no metal de base se justificam pela presença inclusões, fases secundárias, imperfeições e danos na superfície. Na ZAC, foram encontrados alguns pites próximos aos precipitados. No metal de solda, houve grande concentração de pites provavelmente devido ao processo de solda utilizado e à estrutura dendrítica.

Palavras-chave: corrosão por pites, corrosão intergranular, soldagem TIG.

## ABSTRACT

RESENDE, W.C.T. (2016). **Study of the pitting corrosion resistance of the types AISI 301 and AISI 304 austenitic stainless steels submitted to the TIG welding process.** 2016. 70 p. Trabalho de Conclusão de Curso – Faculdade de Engenharia, Universidade Federal de Juiz de Fora, Juiz de Fora, 2016.

The austenitic stainless steels are widely used due to the high corrosion resistance. However, when this type of steel is exposed to environments with a high concentration of chloride, it suffers the breakdown of the passive layer that promotes the initiation of pit formation. In general, the dissolution of the passive layer occurs either due to cracks and fractures on the material or due to the precipitation of  $M_{23}C_6$  carbides. The chromium carbides precipitate when the steel is heated to a temperature range of between 450 and 870°C. A metallurgical industry in Juiz de Fora has been suffering with corrosion problems of the steel AISI 304. The company wants to replace it by the steel AISI 301 because of the financial advantage. This work analyzes and compares the pitting corrosion resistance of these steels through eight samples in both as-received and welded conditions. For the analysis, account was taken of the heat input of the TIG process, the percentage of mass lost after immersion in ferritic chloride for 72h (ASTM G48), the extension of the sensitized zone, and the influence of the precipitates in the corrosion resistance. The metallographic analysis was based on ASTM A262 standard in order to reveal microstructure. The type AISI 301 stainless steel had a lower corrosion resistance. The heat input directly influenced the extension of sensitized zone. The greater the heat input is, the more precipitates in grain boundaries there are. Pits have been found in the base metal, heat affected zone and weld metal. The pits in the base metal are justified by the presence of inclusions, secondary phases, imperfections and surface damage. Some pits have been found near the precipitates in the HAZ. A high concentration of pits in the weld metal was due to the welding process used and the presence of a dendritic structure.

Keywords: pitting corrosion, intergranular corrosion, TIG welding.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Mecanismo de formação dos pites.....	16
Figura 2	Precipitação da fase $\sigma$ em função do tempo para diferentes tipos de aço a 700°C .....	18
Figura 3	Precipitação de carbonetos de cromo .....	19
Figura 4	Cinemática de precipitação do carboneto M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> no aço AISI 304 contendo 0,05% C, temperado a 1250°C .....	20
Figura 5	Diagrama TTT para o aço inoxidável austenítico 304 com diferentes composições de carbono.....	21
Figura 6	Fotomicrografias das estruturas <i>step</i> (500X), <i>dual</i> (250X) e <i>ditch</i> (500X), respectivamente, do aço inoxidável austenítico.....	22
Figura 7	Fotomicrografias do aço AISI 304 como recebido e sensitizado, respectivamente, em forno a 675°C por 50h (500X).....	23
Figura 8	Fotomicrografias do aço AISI 304L como recebido e sensitizado, respectivamente, em forno a 675°C por 20h (500X).....	24
Figura 9	Gráfico da corrente para a soldagem TIG com corrente pulsada .....	25
Figura 10	Corpos de prova.....	29
Figura 11	Sistema de aquisição de dados.....	30
Figura 12	Cordão de solda feito na empresa.....	30
Figura 13	Gráfico da tensão utilizada pela empresa. Obtido através do SAP.....	31
Figura 14	Gráfico da corrente utilizada pela empresa. Obtido através do SAP.....	31
Figura 15	Fonte <i>Digital Plus A7</i> .....	32
Figura 16	Tartilope.....	33
Figura 17	Equipamento de soldagem.....	33
Figura 18	Curva da corrente pulsada retangular baseada na curva senoidal-alto nível de energia.....	34
Figura 19	Curva da tensão para o nível alto de energia .....	35
Figura 20	(a) Solda com alto nível de energia – penetração total (b) Solda com	



baixo nível de energia – penetração parcial.....	36
Figura 21 Curva da corrente para o baixo nível de energia .....	37
Figura 22 Curva da tensão para o nível baixo de energia .....	37
Figura 23 Cortadora metalográfica CM70 Teclago .....	38
Figura 24 Disposição das amostras para ensaio de corrosão .....	39
Figura 25 Amostras imersas em solução de cloreto férrico .....	39
Figura 26 Equipamento para polimento eletrolítico Polisecc C25 .....	40
Figura 27 Área polida pela Polisecc C25.....	41
Figura 28 Ataque secundário com ácido oxálico .....	41
Figura 29 Microscópio óptico Olympus GX51 e software analySIS 5.1.....	42
Figura 30 Perda de massa em função da energia após método A da norma ASTM G48 .....	43
Figura 31 Amostras de aço AISI 301 após polimento eletrolítico: (a) como recebido (b) como recebido após ensaio de corrosão (c) soldado com baixo nível de energia após ensaio de corrosão (d) soldado com alto nível de energia após ensaio de corrosão.....	45
Figura 32 Amostras de aço AISI 304 após polimento eletrolítico: (a) como recebido (b) como recebido após ensaio de corrosão (c) soldado com baixo nível de energia após ensaio de corrosão (d) soldado com alto nível de energia após ensaio de corrosão.....	45
Figura 33 Fotomicrografia do aço AISI 301 após polimento (100X).....	47
Figura 34 Fotomicrografia do aço AISI 304 após polimento (100X).....	48
Figura 35 Fotomicrografia da microestrutura do aço AISI 301 (200X) .....	49
Figura 36 Fotomicrografia da microestrutura do aço AISI 304 (200X) .....	49
Figura 37 Fotomicrografia do aço AISI 301 após polimento eletrolítico (100X).....	50
Figura 38 Fotomicrografia do aço AISI 301 após ataque eletrolítico (200X) .....	50
Figura 39 Fotomicrografia do aço AISI 304 após polimento eletrolítico (100X).....	51
Figura 40 Fotomicrografia do aço AISI 304 após ataque eletrolítico (200X) .....	51
Figura 41 Fotomicrografia do aço AISI 301 soldado com alto nível de energia (200X).....	53

Figura 42	Fotomicrografia do aço AISI 304 soldado com alto nível de energia (200X).....	53
Figura 43	Fotomicrografia da precipitação de carbonetos de cromo no aço AISI 304 soldado com alto nível de energia (1000X).....	54
Figura 44	Fotomicrografia dos pites na ZAC do aço AISI 301 soldado com alto Nível de energia (200X) .....	55
Figura 45	Fotomicrografia dos pites na ZAC do aço AISI 304 soldado com alto nível de energia (200X) .....	55
Figura 46	Formação de pites nos contornos de grãos sensitizados no aço 304 soldado com alto nível de energia (200X).....	56
Figura 47	Fotomicrografia do aço AISI 301 soldado com baixo nível de energia (200X).....	56
Figura 48	Fotomicrografia do aço AISI 304 soldado com baixo nível de energia (200X).....	57
Figura 49	Fotomicrografia dos pites no metal base, na ZAC e no metal de solda do aço AISI 301 soldado com baixo nível de energia (50X).....	57
Figura 50	Fotomicrografia dos pites na estrutura dendrítica do metal de solda do aço AISI 301 soldado com baixo nível de energia (100X).....	58
Figura 51	Medição da extensão da zona sensitizada a partir da fotomicrografia do aço AISI 301 soldado com alto nível de energia (200X) .....	59
Figura 52	Medição da extensão da zona sensitizada a partir da fotomicrografia do aço AISI 301 soldado com baixo nível de energia (200X).....	60
Figura 53	Medição da extensão da zona sensitizada a partir da fotomicrografia do aço AISI 304 soldado com alto nível de energia (200X) .....	62
Figura 54	Medição da extensão da zona sensitizada a partir da fotomicrografia do aço AISI 304 soldado com baixo nível de energia (200X).....	62

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Parâmetros da solda feita na empresa.....	29
Tabela 2	Energia de soldagem utilizada pela empresa.....	33
Tabela 3	Parâmetros da corrente pulsada retangular.....	34
Tabela 4	Parâmetros de soldagem para o nível alto de energia.....	35
Tabela 5	Parâmetros de soldagem para os níveis baixo e alto de energia.....	36
Tabela 6	Massa perdida pelas amostras após imersão em solução de cloreto férico por 72h.....	43
Tabela 7	Composição química dos aços.....	44
Tabela 8	Extensão da região sensitizada para o aço AISI 301 soldado com alto nível de energia.....	60
Tabela 9	Extensão da região sensitizada para o aço AISI 301 soldado com baixo nível de energia.....	61
Tabela 10	Valores estatísticos da extensão da região sensitizada para o aço AISI 301.....	61
Tabela 11	Extensão da região sensitizada para o aço AISI 304 soldado com alto nível de energia.....	63
Tabela 12	Extensão da região sensitizada para o aço AISI 304 soldado com baixo nível de energia.....	63
Tabela 13	Valores estatísticos da extensão da região sensitizada para o aço AISI 304.....	63
Tabela 14	Resultados dos ensaios.....	64

## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

%p	Porcentagem em peso
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
C	Carbono
CFC	Cúbica de Face Centrada
Cr	Cromo
e <sup>-</sup>	Elétron
EPR	<i>Electrochemical Potentiokinetic Reactivation</i>
E <sub>s</sub>	Energia de soldagem
I	Corrente
I <sub>b</sub>	Corrente de base
I <sub>m</sub>	Corrente média
I <sub>p</sub>	Corrente de pico
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Carboneto de cromo
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
NbC	Carboneto de Nióbio
Ni	Níquel
°C	Graus Celsius
P	Fósforo
pH	Potencial hidrogeniônico
S	Enxofre
Si	Silício
t <sub>b</sub>	Tempo de duração da corrente de base
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
t <sub>p</sub>	Tempo de duração da corrente de pico
TTT	Tempo-temperatura-transformação
V	Tensão
V <sub>m</sub>	Tensão média

$v_s$	Velocidade de soldagem
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
$\sigma$	Fase sigma
$\eta$	Eficiência do processo de soldagem

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	<b>14</b>
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>15</b>
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>29</b>
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	<b>43</b>
4.1. ANÁLISE DA MASSA PERDIDA .....	43
4.2. ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	47
4.2.1. ANÁLISE POR EXTENSÃO DA ZONA SENSITIZADA .....	59
<b>5. CONCLUSÕES</b> .....	<b>65</b>
5.1. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	66
<b>6. REFERÊNCIAS</b> .....	<b>67</b>
<b>7. ANEXO – TERMO DE AUTENTICIDADE</b> .....	<b>70</b>

## 1. INTRODUÇÃO

O presente trabalho trata do estudo de dois aços inoxidáveis austeníticos em termos de corrosão. A necessidade desse estudo partiu de uma empresa de Juiz de Fora que deseja substituir o aço AISI 304 pelo aço AISI 301 em alguns de seus equipamentos. Uma análise de corrosão por pites torna-se fundamental porque alguns de seus equipamentos já sofreram esse tipo de corrosão ao entrarem em contato com produtos de limpeza com altas concentrações de íons cloro.

Visando obter resultados para a empresa em questão, foram realizados testes de resistência à corrosão por pites nos dois aços. Os testes seguiram o método A da norma ASTM G48. Foram feitas oito amostras para analisar o aço como recebido e o aço soldado. As chapas foram soldadas pelo processo TIG em dois níveis de energia. As amostras também passaram pelo procedimento da prática A da norma ASTM A262 para analisar a microestrutura quanto à precipitação de carbonetos de cromo e a influência desses carbonetos na resistência à corrosão por pites.

Os resultados obtidos identificaram, portanto, se é viável a substituição do aço 304 pelo aço 301, comparando a resistência à corrosão dos dois aços através da perda de massa após ensaio de corrosão. Foi analisada também a influência da energia de soldagem na precipitação de carbonetos de cromo através de medições realizadas na extensão da zona sensitizada das fotomicrografias obtidas.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

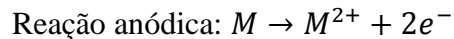
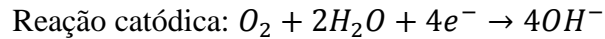
Os aços inoxidáveis são amplamente conhecidos devido à alta resistência à corrosão, conseguida, principalmente, pela formação da camada passiva de óxido de cromo. Os aços inoxidáveis contêm, no mínimo, 11% de cromo e são classificados de acordo com a microestrutura em: austeníticos, ferríticos, duplex e martensíticos. Dentre os diferentes tipos, os austeníticos são os mais utilizados por apresentarem excelente resistência à corrosão, boas propriedades mecânicas em altas temperaturas e boa soldabilidade. São empregados em usinas nucleares, indústrias química, petroquímica, de fertilizantes e refinarias. A seleção de um aço inoxidável depende do tipo da aplicação, sendo considerados como requisitos o ambiente, o tempo de vida útil e a resistência à corrosão. Muitas vezes, a resistência à corrosão é considerada como fator primário. (HANDBOOK OF MATERIALS SELECTION, 2001; KELLY).

Apesar da alta resistência à corrosão, os aços inoxidáveis austeníticos podem sofrer ataque por corrosão localizada, como corrosão por pites, em frestas, intergranular e intergranular sob tensão. A corrosão intergranular é associada à sensitização, que é o mais indesejável fenômeno que pode ocorrer em um aço inoxidável submetido a ambientes corrosivos. Isso porque a sensitização consiste na precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos ao aquecer o aço em temperaturas na faixa entre 450 e 870°C, deixando as regiões adjacentes pobres em cromo e mais susceptíveis à corrosão (AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 2003, ELLIOTT).

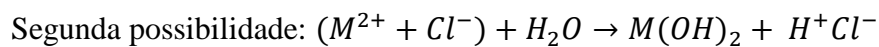
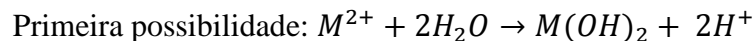
As fases precipitadas formam regiões propícias à corrosão localizada, devido à quebra do filme passivo. Os aços inoxidáveis austeníticos muitas vezes são submetidos a ambientes com elevada temperatura e pressão, sendo esperado que operem por mais de trinta anos em algumas aplicações (SOURMAIL, 2001). Por isso, é importante que esses aços tenham alta resistência à corrosão por pites, que é um tipo muito comum de corrosão localizada.

Um aço inoxidável austenítico com algum defeito na camada passiva, na presença de íons halogênicos e de oxigênio, sofre reações de oxidação e redução, onde o oxigênio se transforma em  $OH^-$  a partir dos elétrons perdidos pelo metal. As reações de oxirredução que promovem o início do pite são:





A região onde o pite se forma possui, assim, uma concentração menor de oxigênio em relação à região adjacente. Isso significa que a concentração de  $M^{2+}$  aumenta no interior do pite, que passa a funcionar como uma região eletropositiva. Na tentativa de neutralizar e equilibrar o potencial da região, os íons  $Cl^-$  entram no pite. Nesse instante, há duas possibilidades de reação que caracterizam a propagação do pite:



Com essas reações, tem-se um aumento na concentração de íons hidrogênio e, conseqüentemente, uma diminuição do pH. O pH chega a atingir valores entre 2 e 3, o que caracteriza o ambiente altamente ácido no interior do pite. O ácido clorídrico previne a repassivação e promove propagação contínua do pite. Assim, o processo se torna autocatalítico e o pite pode chegar a perfurar o material. O mecanismo de formação dos pites é ilustrado pela Figura 1 (AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 2003, FRANKEL).

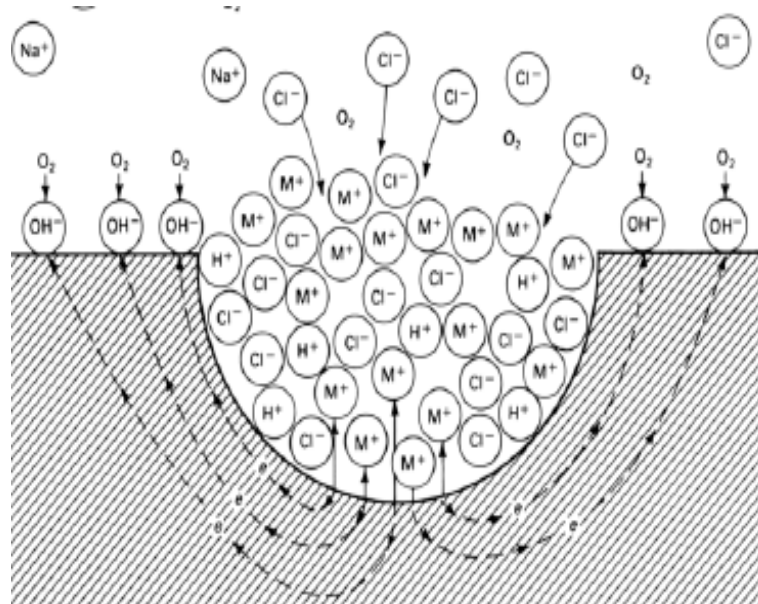


Figura 1 – Mecanismo de formação dos pites  
Fonte: METALS HANDBOOK – CAPÍTULO 13A, p.592

Essa reação reduz o pH da região, tornando o ambiente cada vez mais ácido através do aumento da concentração de íons  $H^+$ . A formação de íons  $Cl^-$  faz com que o processo se

repita, podendo perfurar o material, caracterizando a corrosão por pites como uma corrosão localizada e extremamente agressiva.

A resistência à corrosão por pites depende de diferentes fatores, como o ambiente, a composição química do material, a temperatura, o potencial e a condição da superfície. Assim, determinado aço pode ser altamente resistente à corrosão em um determinado meio, mas pode ser facilmente corroído em um meio com diferente concentração de íons e diferente pH (AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 2003, FRANKEL).

A fase precipitada mais comumente encontrada nos aços inoxidáveis austeníticos são os carbonetos  $M_{23}C_6$ . Mas, dependendo das condições de trabalho e da composição da liga, podem se precipitar outras fases. Uma revisão da literatura feita por Sourmail, em 2001, na Universidade de Cambridge, mostrou que, além dos carbonetos de cromo, podemos encontrar nos aços inoxidáveis austeníticos os precipitados MX, a fase Z, a fase  $M_6C$ , além das fases intermetálicas  $\sigma$ , de Laves,  $\chi$ , G,  $Ni_3Ti$ , entre outras.

Os precipitados MX ocorrem quando formadores de carbonetos/nitretos são adicionados à liga, com a intenção de estabilizá-la contra corrosão intergranular ou prover boa fluência. Os formadores de carbonetos/nitretos mais comuns são Ti, Nb, V, Zr e Ta. A fase Z é um complexo carbonitreto formado em aços inoxidáveis austeníticos estabilizados com nióbio e que contêm altos níveis de nitrogênio. Essa fase é raramente encontrada. De maneira geral, é formada rapidamente a altas temperaturas. A fase  $M_6C$  apenas é formada após longos períodos de tempo. Sua composição pode ser rica em molibdênio ou nióbio. A fase  $\sigma$  é uma fase intermetálica com composição FeCr, que pode variar caso o aço seja altamente ligado. Sua formação está associada à fragilização. É capaz de mudar as propriedades do aço quando precipita nos contornos de grãos, mas não causa grandes efeitos quando se precipita intragranularmente. A formação da fase  $\sigma$  está relacionada com elementos como Cr, Nb, Ti, Mo e Si. O tempo necessário para a formação da fase  $\sigma$  nos aços inoxidáveis austeníticos é alto, como mostra a Figura 2, que relaciona a porcentagem em peso de fase  $\sigma$  e o tempo necessário para sua formação para alguns aços (SOURMAIL, 2001).

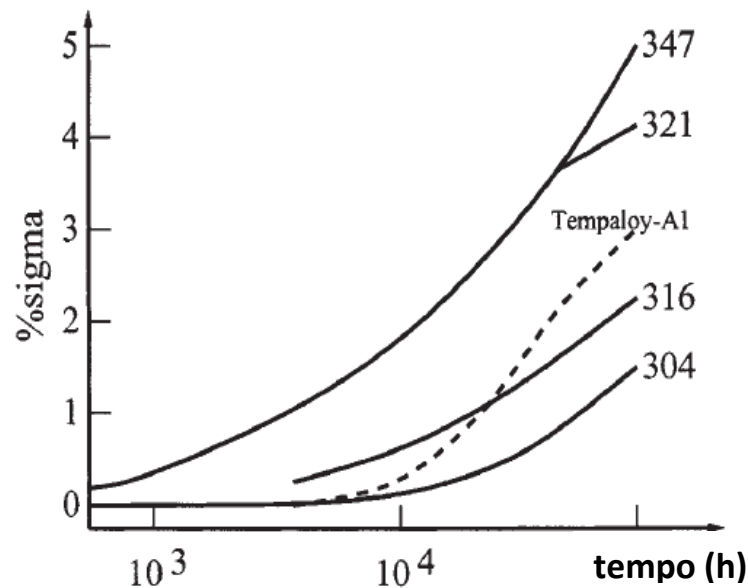


Figura 2 – Precipitação da fase  $\sigma$  em função do tempo para diferentes tipos de aço a 700°C

Fonte: SOURMAIL, 2001, p.9 apud MINAMI; KIMURA; IHARA, 1986, p.9

Terada et al. (2008) analisaram a influência do tempo na formação de fases precipitadas no aço 316LN, já que, quando submetido a altas temperaturas por longos períodos de tempo, o aço inoxidável austenítico pode ter sua resistência à corrosão comprometida pela formação de fases intermetálicas. Quando exposto durante muito tempo a 600°C, o aço 316LN sofreu corrosão principalmente pela precipitação da fase sigma. Não foram encontrados precipitados  $M_{23}C_6$  nos contornos de grão. A susceptibilidade à corrosão intergranular e à corrosão por pites aumentou, de um fator maior que vinte, quando o tempo do teste de fluência foi aumentado de 7500h para 85000h.

Guimarães et al. (2015) não encontraram fase  $\sigma$  na ZAC para o aço inoxidável duplex 2205 quando submetido à soldagem. Geralmente, para ocorrer a precipitação da fase intermetálica  $\sigma$ , é necessário que o aço seja submetido ao calor durante um longo período de tempo, podendo sua formação estar associada com os carbonetos  $M_{23}C_6$  ou ser independente. A presença de ferrita acelera a precipitação da fase  $\sigma$ . A formação de fase  $\sigma$  na austenita é cerca de cem vezes menor que na ferrita.

Por ser o carboneto mais comumente encontrado nos aços inoxidáveis austeníticos, muitos estudos são feitos a respeito dos precipitados  $M_{23}C_6$ . O termo M é usado para indicar o

elemento químico que compõe o carboneto. Na maioria das vezes, esse carboneto é encontrado na forma  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , podendo ser parcialmente substituído por Ni, Mo e Fe (SOURMAIL, 2001). Ao precipitar nos contornos de grãos, os carbonetos  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  tornam o aço propício à corrosão intergranular, pois as regiões adjacentes a esses contornos tornam-se pobres em cromo, como mostra a Figura 3.

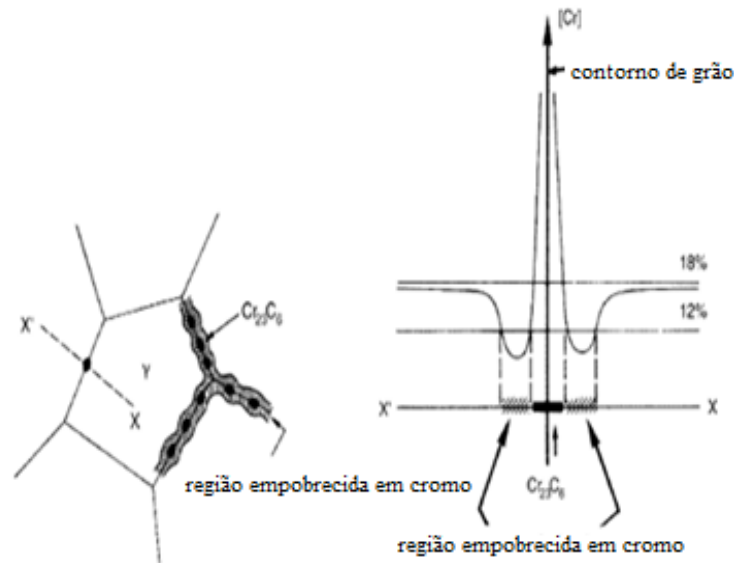


Figura 3 – Precipitação de carbonetos de cromo

Fonte: ASM INTERNATIONAL

Os aços inoxidáveis ferríticos, assim como os austeníticos, também sofrem corrosão intergranular devido, principalmente, à precipitação de carbonetos de cromo do tipo  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . Esta fase precipitada foi encontrada no aço inoxidável ferrítico UNS S43000 submetido ao tratamento de solubilização seguido por resfriamento rápido até temperatura ambiente. Tratamentos isotérmicos podem aumentar ou diminuir o grau de sensitização, conforme a temperatura e o tempo de exposição. É possível recuperar o aço da condição sensitizada a partir de tratamentos isotérmicos a  $650^\circ\text{C}$  por mais de 20 minutos e a  $700^\circ\text{C}$  por mais de 5 minutos. Em contrapartida, tratamentos isotérmicos entre  $500$  e  $650^\circ\text{C}$ , geram precipitados de nitreto de cromo  $\text{Cr}_2\text{N}$  próximos aos contornos de grãos. A partir de um determinado tempo, estes precipitados sofrem dissolução e dão lugar à precipitação de carbonetos  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  (SERNA-GIRALDO, 2006).

Segundo Beltran et al. (1997), a taxa e a extensão da sensitização são fortemente influenciadas pela deformação, pelo tamanho do grão e pela temperatura. A deformação tende

a acelerar a sensitização do aço 304 através da criação de defeitos cristalinos que fornecem locais de precipitação energeticamente favoráveis. Grãos de tamanhos menores diminuem o percurso de difusão do cromo para os contornos de grão, além de aumentar a área de contato contorno/grão, o que eleva a quantidade de cromo que entra no contorno de grão por unidade de tempo. Ao aumentar a temperatura de 625°C para 775°C, tanto a sensitização quanto a recuperação ocorrem mais rapidamente. A recuperação ocorreu ainda mais facilmente ao reduzir o tamanho do grão de 150 µm para 40 µm e 15 µm.

Geralmente os carbonetos  $M_{23}C_6$  se precipitam nos contornos de grão. Mas, como mostra a Figura 4, os precipitados podem se formar em outros lugares em função do tempo e da temperatura os quais o aço está exposto.

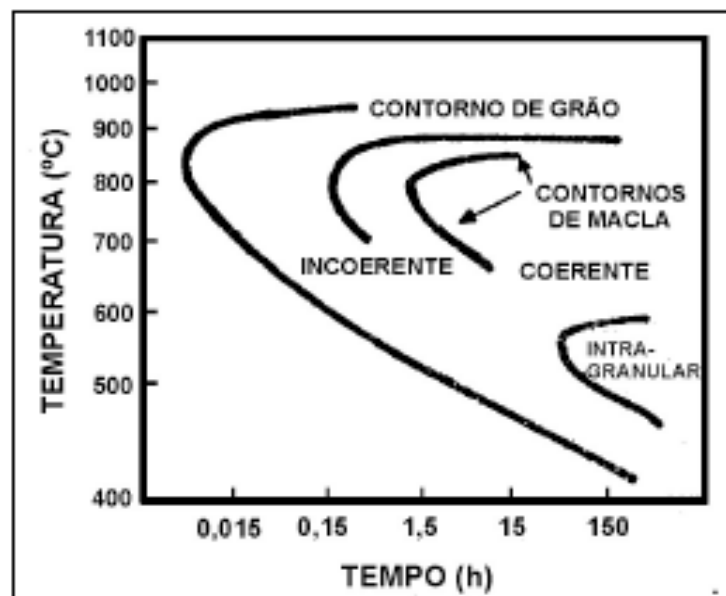


Figura 4 – Cinética de precipitação do carboneto  $M_{23}C_6$  no aço AISI 304 contendo 0,05% C, temperado a 1250°C.

Fonte: LUZ, 2002, p.64 apud MODENESI et al, 1992

A Figura 5 apresenta as curvas TTT para o aço inoxidável austenítico 304 com diferentes concentrações de carbono. É possível ver que entre 540 e 900°C, a precipitação varia de acordo com o tempo e a porcentagem em peso de carbono, sendo que a precipitação dos carbonetos de cromo ocorre mais lentamente com a diminuição de carbono.

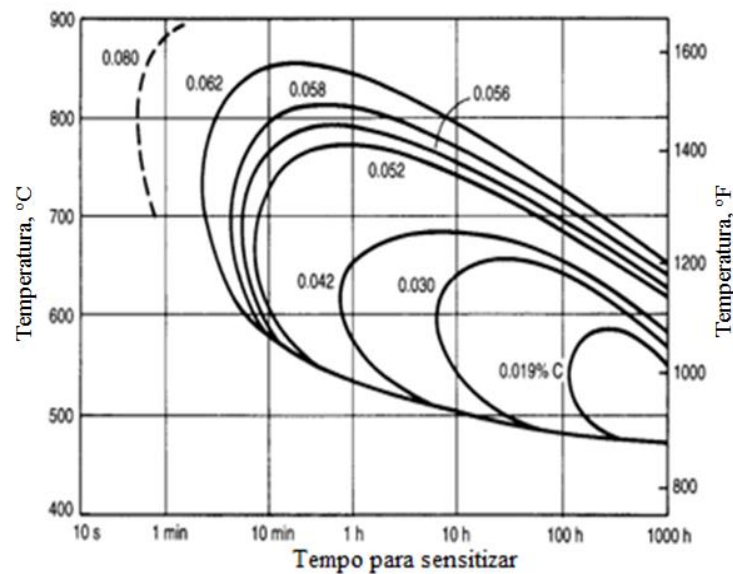


Figura 5 – Diagrama TTT para o aço inoxidável austenítico AISI 304 com diferentes composições de carbono.

Fonte: ASM INTERNATIONAL

Wang et al. (2013) verificaram que a resistência à corrosão por pites no aço inoxidável duplex Z3CN20.09M diminuiu com a formação de fases precipitadas. Estas fases promovem a formação de zonas empobrecidas de cromo, nitrogênio e molibdênio e funcionam como locais preferenciais para a formação de pites. Nesse aço, os carbonetos  $M_{23}C_6$  e a fase  $\sigma$  foram os precipitados responsáveis por causar regiões empobrecidas ao aquecer o aço a  $700^{\circ}\text{C}$  durante 1h, 2h, 4h e 24h. A fração volumétrica das fases precipitadas aumentou de 1% para 11% ao aumentar o tempo de exposição de 1h para 24h. Foram observados pites nas fronteiras ferrita/austenita, onde os carbonetos de cromo e a fase  $\sigma$  se precipitaram, ao atacar as amostras com uma solução de  $0,5 \text{ mol.L}^{-1}$  de NaCl a uma temperatura constante de  $30 \pm 1^{\circ}\text{C}$ .

Ningshen e Mudali (2010) estudaram quatro tipos de aço AISI 301LN submetidos ao processo de sensitização a  $650^{\circ}\text{C}$  durante 1h. Os testes revelaram que houve uma baixa concentração de precipitados de carboneto de cromo, sendo a estrutura do tipo *dual*. A pequena quantidade da fase precipitada pode ser justificada pela baixa concentração de C e pela presença de N, que retarda o início da formação dos precipitados  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ .

Li et al. (2013) submeteram o aço inoxidável ferrítico com 15% Cr ao método da polarização anódica usando uma solução de 3,5%p de NaCl. Observou-se que a resistência à corrosão por pites diminuiu com o aumento da concentração de íons cloreto, que causa a destruição da camada passiva presente nos aços inoxidáveis. Para o aço inoxidável ferrítico

analisado, a corrosão intergranular foi relacionada com os efeitos sinérgicos dos precipitados de Nb (C,N) e NbC e com a segregação do Cr adjacente aos precipitados.

A corrosão intergranular torna-se preocupante porque os carbonetos de cromo podem se precipitar em pequenos períodos de tempo. Os carbonetos podem se formar após expor o aço a tratamentos térmicos ou à soldagem. Como na soldagem os processos metalúrgicos ocorrem em tempos pequenos, há uma menor formação de fases precipitadas quando comparada a tratamentos térmicos. Assim, pode ocorrer a formação de carbonetos não visíveis no microscópio óptico, sendo detectados por outros métodos, como o EPR (LUZ, 2002).

Uma forma de controlar a corrosão intergranular é diminuir a quantidade de carbono contida na liga. Os aços que possuem no máximo 0,03% de carbono recebem a letra “L” para indicar *low carbon*. O aumento de cromo ou a adição de molibdênio, nióbio ou titânio também reduzem as chances de ocorrer corrosão intergranular (SOURMAIL, 2001).

A susceptibilidade de o aço sofrer corrosão intergranular pode ser analisada através da norma ASTM A262, onde a sensitização do aço austenítico é evidenciada pela formação de valas entre os contornos de grão, ocasionada pela precipitação dos carbonetos de cromo. A estrutura livre de carboneto de cromo é chamada de estrutura *step*. Quando os grãos estão circundados pelos carbonetos, mas nenhum grão é circundado completamente, a estrutura é caracterizada como *dual*. Se um dos grãos estiver totalmente circundado pelos carbonetos, a estrutura é do tipo *ditch*. As três situações são demonstradas pela Figura 6.

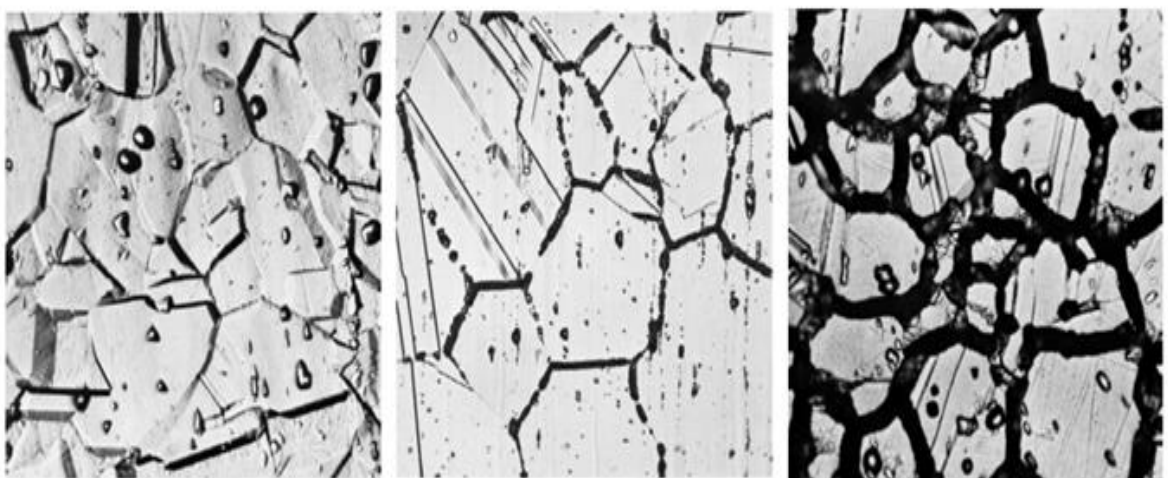


Figura 6 –Fotomicrografias das estruturas *step* (500X), *dual* (250X) e *ditch* (500X), respectivamente, do aço inoxidável austenítico

Fonte: Elaborada pelo autor

O aço 304 apresenta uma estrutura *ditch* ao passar pelo tratamento térmico de sensitização a 675°C durante 50h (Figura 7). Para o aço 304L, por apresentar menor teor de carbono, o pico de sensitização ocorre após 20h (Figura 8). Para tempos maiores, o cromo se difunde novamente, reconstruindo o filme passivo. A distância da zona sensitizada à zona fundida depende da composição química do material e do nível de energia aplicada. Para níveis de energia menores, tem-se uma região de precipitação menor e mais próxima da zona de fusão (LUZ, 2002).

A influência da energia e do processo de soldagem na sensitização do aço inoxidável austenítico depende do teor de carbono. Quanto maior o teor de carbono, maior a influência da energia de soldagem e também do processo. Comparando diferentes processos de soldagem, concluiu-se que ao soldar com eletrodo revestido, a extensão da zona sensitizada é maior em relação à extensão da zona para os processos TIG e MIG. O processo TIG foi o que apresentou menor extensão sensitizada. Variando o tipo de aço, verificou-se que o 304 apresentou uma maior extensão da zona sensitizada em relação aos aços 304L e 316L (LUZ, 2002).

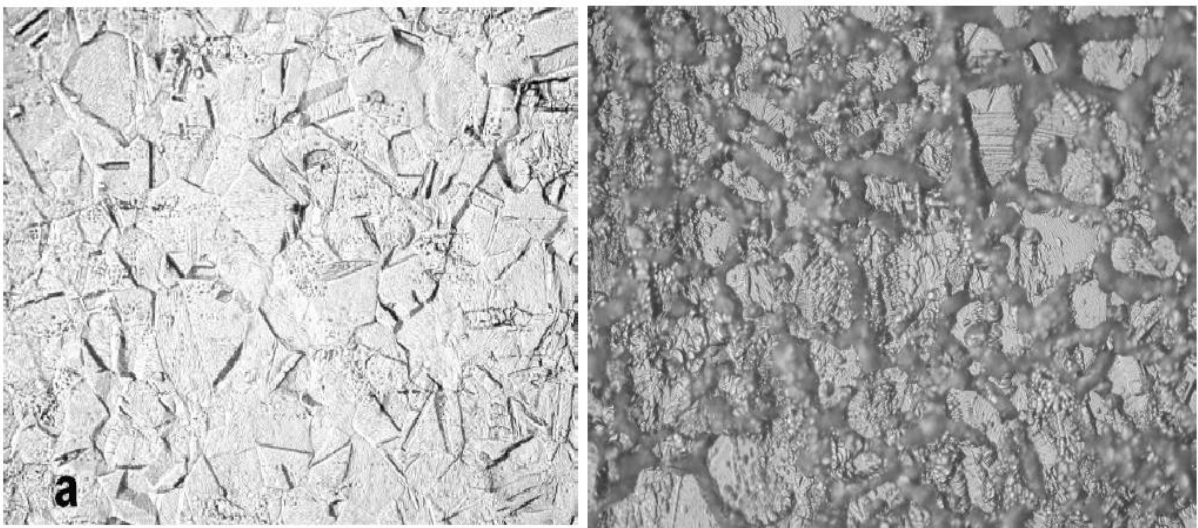


Figura 7 – Fotomicrografias do aço AISI 304 como recebido e sensitizado, respectivamente, em forno a 675°C por 50h (500X)

Fonte: LUZ, 2002, p.98 e 103





Figura 8 – Fotomicrografias do aço AISI 304L como recebido e sensibilizado, respectivamente, em forno a 675°C por 20h (500X)

Fonte: LUZ,2002, p.98 e 104

A partir de experimentos, Silva et al. (2005) mostraram que ao soldar o aço inoxidável superferrítico AISI 444 com energias de soldagem de 0,6 e 0,8 KJ/mm, ocorrem alterações metalúrgicas capazes de tornar o material susceptível à corrosão. Quanto maior a energia de soldagem utilizada, maior é a perda da passivação do material e, conseqüentemente, menor é a resistência à corrosão na ZAC. O ciclo térmico de soldagem promoveu a perda de passivação através da formação de fases precipitadas nos contornos de grãos e na matriz ferrítica.

A soldagem TIG pode ser realizada através de corrente contínua constante, corrente contínua pulsada ou corrente alternada. No caso da corrente contínua pulsada, a corrente varia entre um valor de pico e um valor de base, sem passar pelo zero. Assim, é possível ter maior controle sobre o aporte de calor no metal de base e uma maior qualidade da solda. A corrente e o arco pulsado geram pontos sobrepostos que formam um cordão contínuo. Durante a corrente de pico ocorrem o aquecimento e a fusão, sendo que o tempo de pico controla o tamanho da poça de fusão e a profundidade de penetração. Durante a corrente de base ocorrem o resfriamento e a solidificação, sendo que o tempo de base controla a taxa de solidificação do cordão de solda (YOUSEFIEH, SHAMANIAN, SAATCHI, 2011 apud KUMAR, BALASUBRAMANIAN, SANAVULLAH, 2007).

Como o calor necessário para fundir o metal base é fornecido somente durante a corrente de pico em pequenos intervalos de tempo, tem-se uma menor ZAC. Com essa limitação do calor, o processo TIG com corrente pulsada é utilizado na soldagem de passes de

raiz de tubos, de chapas de pequena espessura ou por razões metalúrgicas. Outras vantagens desse processo também já foram identificadas, como a melhora da estabilidade do arco, o aumento da razão profundidade/largura da solda, tamanho de grão refinado, redução da porosidade e baixa distorção. Essas vantagens proporcionam uma melhoria nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão (GARCIA, 2011). Ao calcular a energia de soldagem aplicada no processo de soldagem TIG com corrente pulsada, o valor da corrente constante deve ser substituído pela corrente média ( $I_m$ ). Para uma onda retangular (figura 09), a corrente média é dada pela Equação 1 (YOUSEFIEH, SHAMANIAN, SAATCHI, 2011).

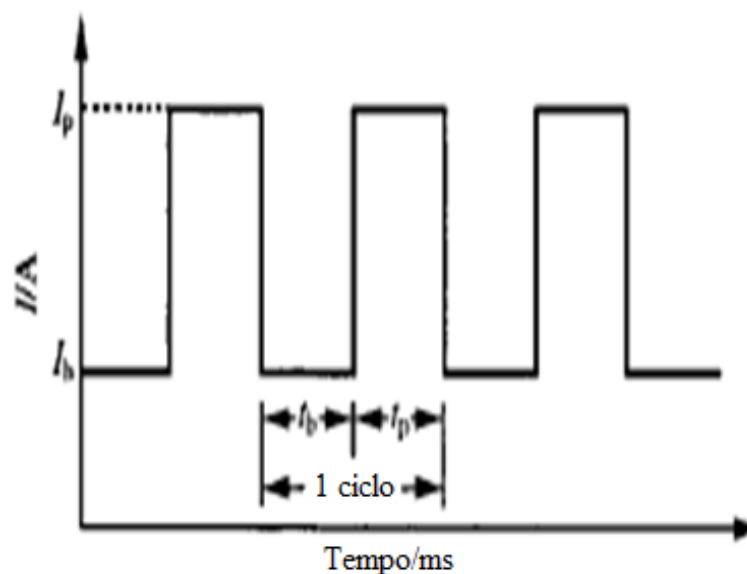


Figura 09 – Gráfico da corrente para a soldagem TIG com corrente pulsada

Fonte: YOUSEFIEH, SHAMANIAN, SAATCHI, 2011, p.66

$$I_m = \frac{I_p * t_p + I_b * t_b}{t_p + t_b} \quad (1)$$

. Segundo Yousefieh, Shamanian e Saatchi (2011), a corrente de pico é o fator que mais influencia na resistência à corrosão por pites, seguida pela corrente de base. Foram avaliados também os fatores % *on time*, que corresponde à porcentagem de tempo que a corrente permanece no pico em um ciclo, e a frequência. Estes dois últimos fatores não tiveram efeitos importantes.

Para uma curva qualquer, pode-se calcular o valor médio da corrente através da Equação 2.

$$I_m = \frac{\int_0^A f(t) dt}{t} \quad (2)$$

Onde  $f(t)$  é a função que representa a variação da corrente em função do tempo.

A energia de soldagem  $E$  (KJ/mm) é, então, calculada pela Equação 3.

$$E = \eta \frac{I_m * V_m}{v_s} \quad (3)$$

Arivarasu, Kasinath e Natarajan (2015) identificaram a ausência de concentração de cromo e/ou qualquer outro soluto que pudesse formar carbonetos de cromo ou outras fases ao substituir o processo CCGTAW (Common Current GTAW) pelo PCGTAW (Pulsed Current GTAW) no processo de soldagem para a união dos aços AISI 4340 e AISI 304L. Isso porque o controle do aporte de calor não forneceu tempo suficiente para a difusão dos elementos Fe, Cr e Ni. A maior taxa de resfriamento, ao usar corrente pulsada, reduz a migração dos elementos e, conseqüentemente, restringe a formação de fases secundárias.

Wang (2005) também estudou como as variáveis de soldagem influenciam na resistência à corrosão por pites. Foram usados diferentes valores de energia de soldagem e diferentes tipos de técnicas de alimentação do metal de adição, para processo de soldagem TIG com corrente pulsada. A condição onde o aço apresentou maior resistência à corrosão foi ao utilizar um valor intermediário de energia de soldagem com o metal de adição sendo colocado à frente da poça de fusão.

A empresa utiliza a corrente pulsada na soldagem TIG de suas chapas. Como esse tipo de corrente proporciona uma menor ZAC, o processo de soldagem usado pela empresa é benéfico devido ao maior controle do aporte térmico de calor.

Além da sensitização, Silva (2005) mostrou que a deformação a frio também é um fator que afeta a corrosão por pites por provocar alterações na estrutura do aço. No aço 301LN, a deformação plástica provoca o aparecimento de martensita  $\alpha'$ . Há, assim, a formação de uma pilha eletroquímica entre as duas fases que leva ao comprometimento da resistência à corrosão por pites. Já no aço 316L, este comprometimento dá-se devido à introdução de defeitos ocasionados pelo encruamento da fase  $\gamma$ . A formação da pilha eletroquímica e o encruamento podem romper o filme passivo, com a introdução de tensões residuais, diminuindo a resistência à corrosão.

Segundo Mariano et al. (2008), a taxa de resfriamento também influencia na resistência à corrosão. Dois tipos de aço inoxidáveis martensíticos foram refundidos e solidificados. Há uma maior densidade e profundidade de pites para maiores taxas de resfriamento, devido ao maior refinamento da microestrutura. A maior quantidade de estruturas dendríticas e possíveis fases precipitadas podem atuar como sítios de nucleação no processo de corrosão.

De acordo com Hua e Yu, se o aço 0Cr18Ni9Ti for submetido ao tratamento térmico de estabilização, a formação dos pites se manifesta principalmente nos contornos de grão. Nos tratamentos térmicos, um rápido resfriamento diminui a formação de carbonetos de cromo. Além disso, se o aço for enriquecido com titânio, há uma menor sensitização, devido à maior afinidade do titânio com o carbono em relação ao cromo. Assim, o titânio liga-se ao carbono antes do cromo, formando TiC e reduzindo a precipitação da fase Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

Os elementos químicos presente nas ligas do aço também influenciam a resistência à corrosão. Ao serem submetidos ao tratamento térmico de sensitização a 600°C, os aços 321 e 347 apresentaram comportamentos diferentes. O aço 347, por conter nióbio, não sofre sensitização e apresenta uma estrutura *step*. Já o aço 321, apresenta estruturas dos tipos *step*, *dual* e *ditch*, dependendo do tempo de exposição ao forno. Entretanto, ao ser submetido ao tratamento térmico de solubilização antes do tratamento de sensitização, tem-se uma melhora significativa na formação de fases precipitadas. Isto porque, ao aquecer o aço 321 em temperaturas entre 800 e 900°C, há dissolução de carbonetos de cromo e formação de carbonetos de titânio, eliminando todo o carbono em solução. Temperaturas superiores a 900°C dissolvem o carboneto de titânio, levando à formação de carbonetos de cromo durante o tratamento de sensitização (SILVA, 2007).

Além do Ti, o níquel, o molibdênio e o nióbio também influenciam na resistência à corrosão. Esses elementos são adicionados à liga para aumentar a resistência à corrosão por pites. Segundo Kim e Lee (2014), quando submetido a um ambiente corrosivo, a localização dos pites do aço inoxidável ferrítico é alterada com a adição de Ti e Nb. Com a presença de tais elementos, os pites deixam de se formar nos contornos de grãos e passam a se formar na região intercrystalina.

Pardo et al. (2008) estudaram os efeitos da adição de Mn e Mo nos aços 304 e 316. A adição de Mn apresentou resultados prejudiciais em termos de corrosão, devido à formação de inclusões do tipo MnS com baixa estabilidade eletroquímica, que podem atacar a interface

matriz/inclusão e agir como precursor na propagação dos pites. Já a adição de Mo diminui a taxa de corrosão, tornando o filme passivo mais estável e, conseqüentemente, protegendo o aço do ataque dos íons cloreto. Além disso, foi observada a formação de compostos insolúveis de Mo que facilitaram a repassivação e impediram o crescimento dos pites.

França (2012) dedicou seus estudos aos efeitos da composição química e do tratamento térmico na resistência à corrosão por pites nos aços inoxidáveis austeníticos e duplex fundidos. Segundo o autor, o aço duplex apresentou maior resistência à corrosão por pites. As amostras dos dois aços que passaram pelo tratamento de precipitação, posteriormente ao tratamento de solubilização, apresentaram maiores perdas de massa em relação às amostras solubilizadas e sofreram corrosão intergranular.

A partir do estudo de todos esses trabalhos já realizados sobre o assunto, identifica-se que processo de soldagem é capaz de provocar a precipitação de carbonetos de cromo nos aços inoxidáveis austeníticos. Isso porque o carboneto  $M_{23}C_6$  é capaz de se precipitar ao submeter o aço a uma temperatura entre 450 e 870°C durante um pequeno período de tempo. Essa fase provoca a sensitização do aço, tornando-o pobre em cromo nas regiões adjacentes aos contornos de grãos. As regiões que sofreram a quebra do filme passivo de óxido de cromo tornam-se, assim, locais preferenciais para a formação de pites. A presença de inclusões, imperfeições, danos na superfície e o processo de soldagem utilizado também são fatores que influenciam na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. A inclusão do tipo MnS, por exemplo, age como precursora na propagação dos pites e o processo de soldagem TIG autógeno diminui a resistência à corrosão do aço no metal de solda.

Deste modo, o objetivo do presente trabalho é comparar a resistência à corrosão por pites dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 301 e AISI 304 para avaliar se é viável substituir o aço AISI 304 pelo aço AISI 301 em uma indústria metalúrgica de Juiz de Fora. Como a empresa já passou por problemas pontuais em alguns de seus equipamentos, a substituição de um aço pelo outro apenas seria viável se os aços tiverem, no mínimo, uma resistência à corrosão equiparável. Caso contrário, ao utilizar o aço AISI 301, os problemas de corrosão poderiam deixar de ser pontuais e passariam a ser frequentes, aumentando os custos com a troca de partes dos equipamentos, bem como os custos de transporte do produto ou da equipe de manutenção.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Para verificar a influência da precipitação de carbonetos  $M_{23}C_6$  na resistência à corrosão por pites, foram realizados experimentos seguindo as normas ASTM A262 e ASTM G48. Os corpos de prova foram cortados da chapa de aço com uma guilhotina e, em seguida, passaram pelo acabamento para retirar a rebarba. Os corpos de prova possuem, aproximadamente, 200 mm de comprimento, 70 mm de largura e 1,2 mm de espessura (Figura 10).

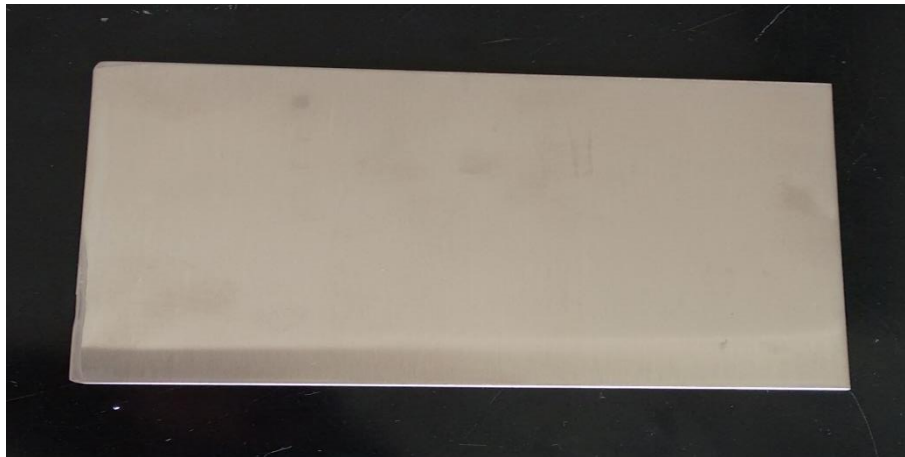


Figura 10 – Corpos de prova

Fonte: Elaborada pelo autor

As amostras foram avaliadas como recebidas e soldadas. A fim de investigar se a solda feita pela empresa tem influência na resistência à corrosão, foi feito um levantamento dos parâmetros de soldagem utilizados (Tabela 1). Os valores da tensão e da corrente também foram medidos utilizando o sistema de aquisição de dados SAP – V 4.01 da IMC Soldagem (Figura 11). Com esses dados conhecidos, foi possível reproduzir no Laboratório de Soldagem da UFJF a solda feita na empresa (Figura 12) para penetração total em chapas de 1,2mm de espessura.

Tabela 1 – Parâmetros da solda feita na empresa

Parâmetro	Dados da empresa
Processo de soldagem	TIG
Gás de proteção	Ar
Vazão do gás de proteção	8 L/min
Eletrodo	3/32" x 150 mm enriquecido com 2% de Tório
Distância eletrodo peça	3 mm

---

Técnica	Puxando
Ângulo de posicionamento	90°
Ângulo de ataque	90°
Velocidade de soldagem	32 cm/min

---

Fonte: Elaborada pelo autor



Figura 11 - Sistema de aquisição de dados

Fonte: Manual SAP – V 4.01



Figura 12 – Cordão de solda feito na empresa

Fonte: Cedida pela empresa

As Figuras 13 e 14 mostram, respectivamente, as variações da corrente e da tensão em função do tempo usadas pela empresa. A partir desses valores, foram calculados os valores médios para obter a energia de soldagem usada pela empresa (Tabela 2).

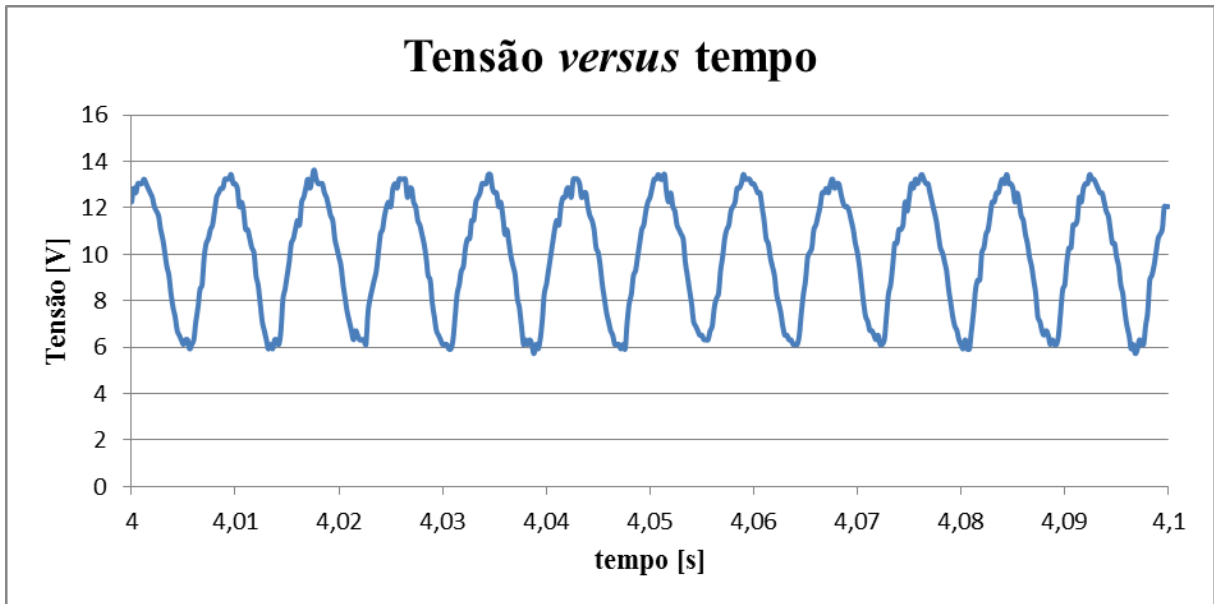


Figura 13 – Gráfico da tensão utilizada pela empresa. Obtido através do SAP.

Fonte: Elaborada pelo autor

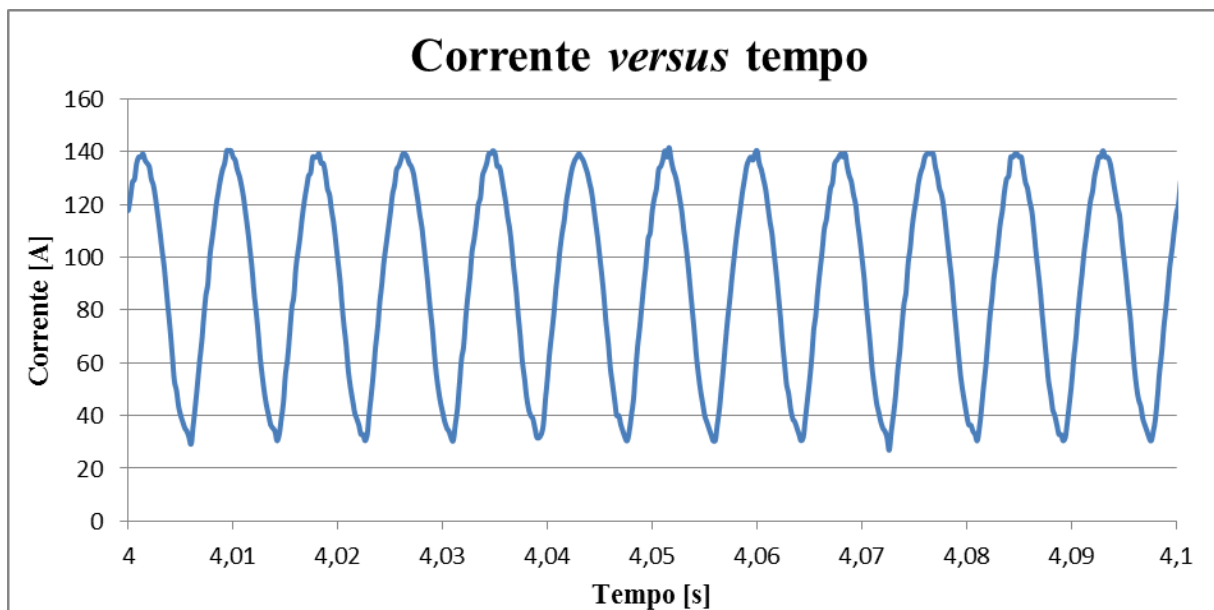


Figura 14 – Gráfico da corrente utilizada pela empresa. Obtido através do SAP.

Fonte: Elaborada pelo autor



Tabela 2 – Energia de soldagem utilizada pela empresa

<b>I (A)</b>	<b>V (V)</b>	<b>v<sub>s</sub> (cm/min)</b>	<b>E<sub>s</sub> (KJ/cm)</b>
88,77	10,10	32,00	1,681

Fonte: Elaborada pelo autor

Nas soldas feitas pela empresa a distância eletrodo peça varia um pouco de acordo com o soldador, já que o processo é manual. O valor de 3 mm é aproximado e foi mantido constante durante a soldagem no laboratório. Esse valor apresentou-se satisfatório, proporcionando um valor médio de tensão próximo ao usado pela empresa. A velocidade de soldagem foi calculada dividindo o tamanho do cordão de solda pelo tempo gasto para realizar a solda. Esse parâmetro também pode variar de operador para operador, mas o valor de 32 cm/min proporcionou uma solda com penetração total, apresentando maior nível de energia sem perfurar a chapa. Na empresa, também é utilizado metal de adição colocado à frente da poça de fusão. O metal de adição é feito de varetas do mesmo material do metal base.

Para reproduzir os parâmetros da solda (Tabela 2) em laboratório, foi utilizada uma fonte de corrente contínua com polaridade direta (Figura 15), um tartúlope para controle da velocidade de soldagem (Figura 16) e uma chapa do mesmo material como cobre-junta. A Figura 17 mostra o equipamento de soldagem montado com o corpo de prova e o cobre junta identificados.



Figura 15 – Fonte *Digital Plus A7*

Fonte: Elaborada pelo autor



Figura 16 – Tartílope

Fonte: Elaborada pelo autor



Figura 17 - Equipamento de soldagem

Fonte: Elaborada pelo autor

A fonte disponível no laboratório permite fazer soldagem TIG com corrente pulsada retangular. Como a curva da corrente usada pela empresa tem comportamento senoidal, fez-se necessário ajustar uma curva de corrente pulsada retangular similar à senoidal (Figura 18). As correntes de pico e de base foram definidas como a mesma da curva senoidal. Os tempos de

pico e de base foram calculados como sendo metade do período a fim de gerar uma média do valor de corrente o mais próximo possível da utilizada pela empresa (Tabela 3).

Tabela 3 – Parâmetros da corrente pulsada retangular

<b>Parâmetro</b>	<b>Valor</b>
Corrente de pico ( $I_p$ )	140 A
Corrente de base ( $I_b$ )	30 A
Tempo de pico ( $t_p$ )	4,8 ms
Tempo de base ( $t_b$ )	4,8 ms

Fonte: Elaborada pelo autor

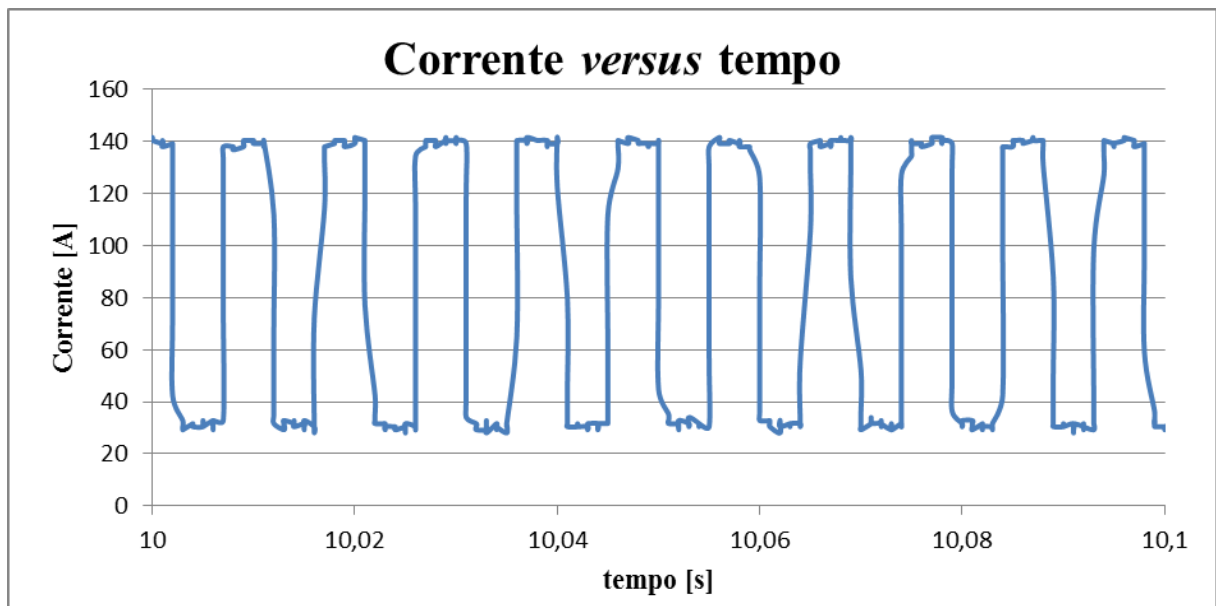


Figura 18 – Curva da corrente pulsada retangular baseada na curva senoidal- alto nível de energia

Fonte: Elaborada pelo autor

A solda feita pela empresa foi, assim, replicada em laboratório. A partir do levantamento da curva da tensão (Figura 19), calculou-se a energia de soldagem no nível alto (Tabela 4). Ao comparar os valores da Tabela 4 com os valores da Tabela 2, percebe-se que se conseguiu um valor bem próximo da energia de soldagem. Apesar da curva da tensão da solda feita em laboratório não apresentar aspecto senoidal, obteve-se um valor médio próximo ao

usado pela empresa. Isso ocorreu porque a tensão depende da distância eletrodo peça e esta foi mantida constante em 3 mm, o mesmo valor utilizado pela empresa.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem para o nível alto de energia

<b>I (A)</b>	<b>V (V)</b>	<b>v<sub>s</sub> (cm/min)</b>	<b>E<sub>s</sub> (KJ/cm)</b>
86,04	10,35	32,00	1,670

Fonte: Elaborada pelo autor

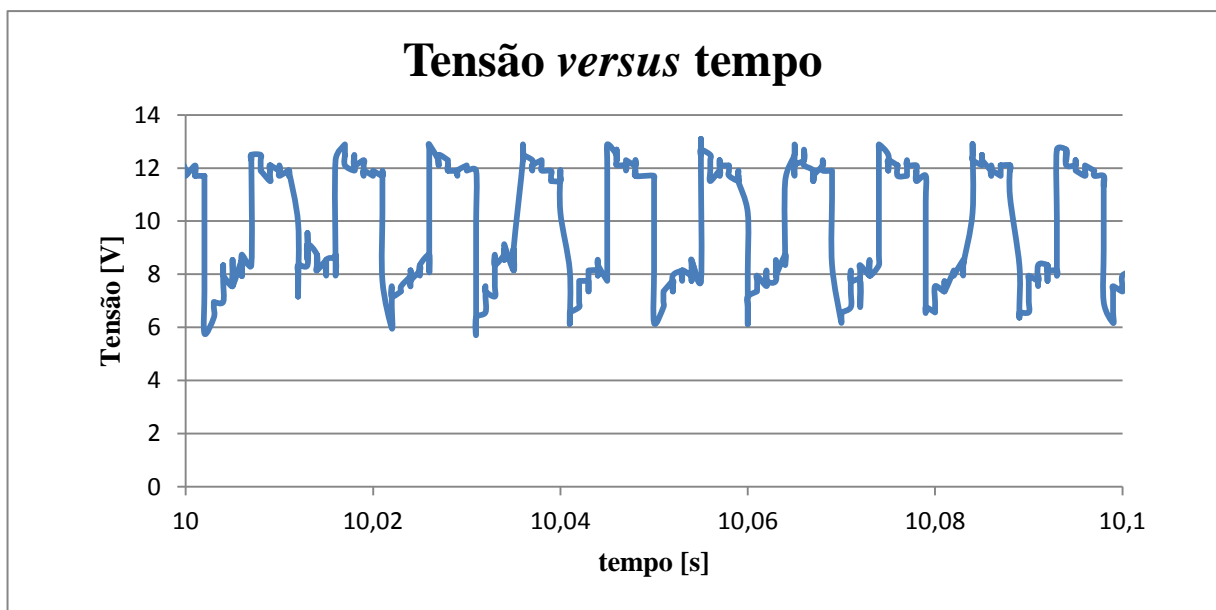


Figura 19 – Curva da tensão para o nível alto de energia

Fonte: Elaborada pelo autor

Com o objetivo de comparar a influência da energia na resistência à corrosão, foi definida uma nova energia de soldagem. Como o valor usado pela empresa proporciona penetração total, foi definido um nível mais baixo. A tensão foi mantida fixando novamente a distância eletrodo peça em 3 mm e a corrente foi mantida a mesma que a corrente do alto nível de energia, configurando os parâmetros da Tabela 3 na fonte. Portanto, optou-se por variar a energia de soldagem apenas por meio da variação da velocidade de soldagem. Como o objetivo é obter uma menor energia, a velocidade foi aumentada para 35 cm/min. A Tabela 5 mostra os valores dos dois níveis de energia utilizados.

Tabela 5 – Parâmetros de soldagem para os níveis baixo e alto de energia

Nível de energia	I (A)	V (V)	$v_s$ (cm/min)	$E_s$ (KJ/cm)
Baixo	85,62	10,78	35,00	1,582
Alto	86,04	10,35	32,00	1,670

Fonte: Elaborada pelo autor

Apesar da pequena variação da energia de soldagem, houve clara variação da condição do cordão de solda. A Figura 20 mostra os cordões de solda para as duas situações, alto e baixo nível de energia, onde se nota que para o maior nível de energia, houve penetração total e para o baixo nível de energia houve penetração parcial.

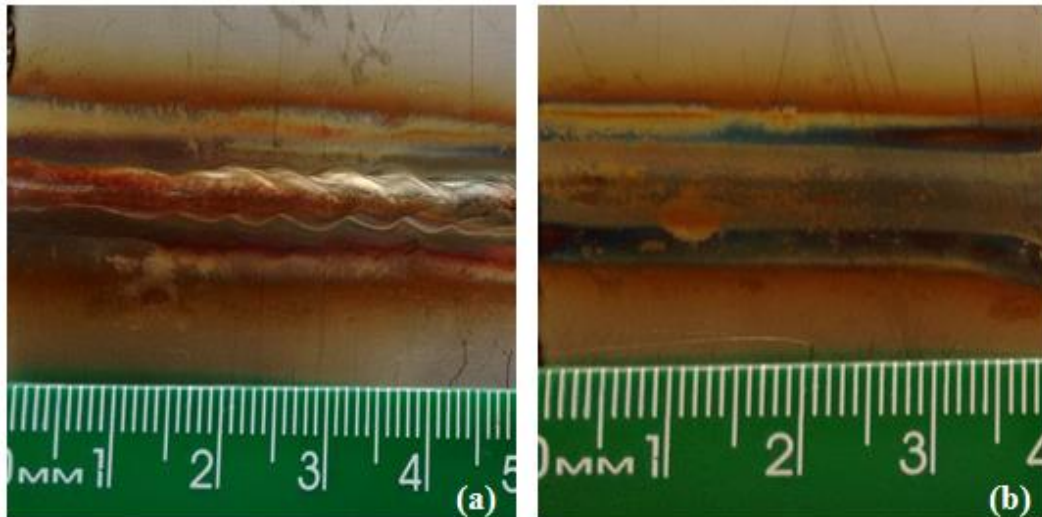


Figura 20 – (a) Solda com alto nível de energia – penetração total (b) Solda com baixo nível de energia – penetração parcial

Fonte: Elaborada pelo autor

Utilizando novamente o sistema de aquisição de dados SAP (Figura 11), foi possível traçar as curvas da corrente (Figura 21) e da tensão (Figura 22) usadas para o nível baixo de energia.

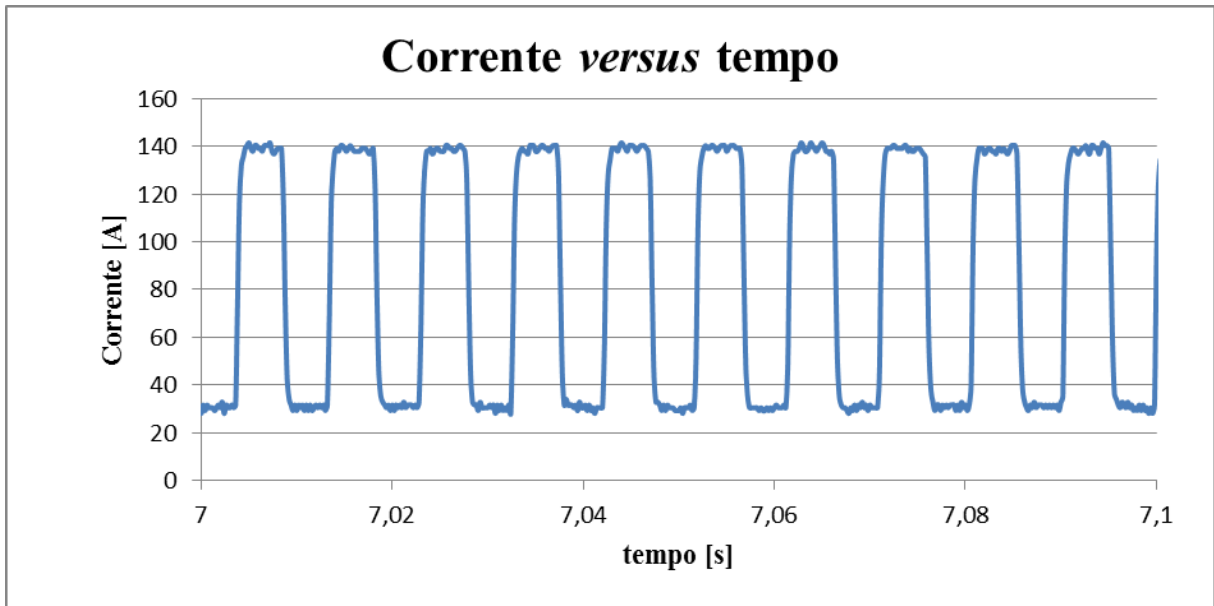


Figura 21 – Curva da corrente para o baixo nível de energia

Fonte: Elaborada pelo autor

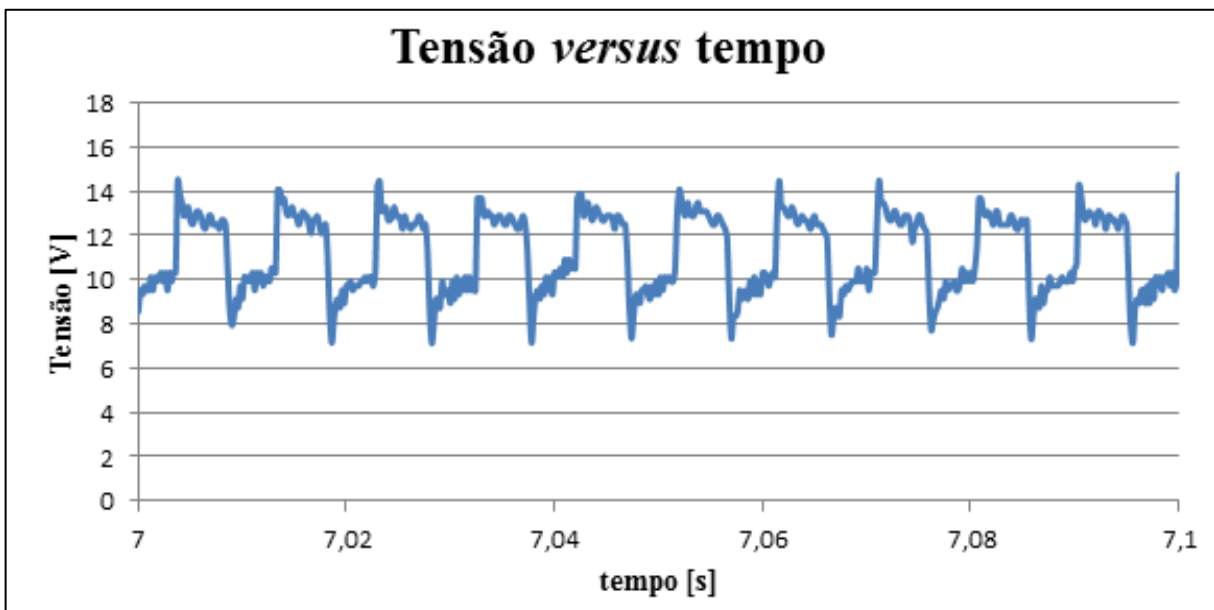


Figura 22 – Curva da tensão para o baixo nível de energia

Fonte: Elaborada pelo autor

Após fazer a soldagem, as amostras, soldadas e como recebidas, foram submetidas à análise metalográfica no Laboratório de Metalografia do IF Sudeste MG Campus Juiz de Fora. Primeiramente, as amostras foram cortadas com uma cortadora metalográfica CM70 Teclago (Figura 23) com 2,5 mm de comprimento por 2,5 mm de largura segundo recomendação da norma ASTM A262, que garante avaliar o metal base, o metal de solda e a zona afetada pelo calor.





Figura 23 - Cortadora metalográfica CM70 Teclago

Fonte: Elaborada pelo autor

As amostras foram pesadas utilizando uma balança com  $\pm 1$  mg de precisão e 0,1 mg de resolução e, em seguida, submetidas ao método A da norma ASTM G48 para avaliar a resistência à corrosão por pites. Foi preparada uma solução de 6%  $\text{FeCl}_3$  em massa, usando 100g de  $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  em 900 mL de água destilada. As amostras foram colocadas em uma peneira, que foi utilizada como *glass cradle* (Figura 24), e imersas em um Becker de 1000 mL contendo 600 mL da solução de cloreto férrico. As amostras foram mantidas imersas a temperatura ambiente durante 72h (Figura 25).



Figura 24 – Disposição das amostras para ensaio de corrosão

Fonte: Elaborada pelo autor

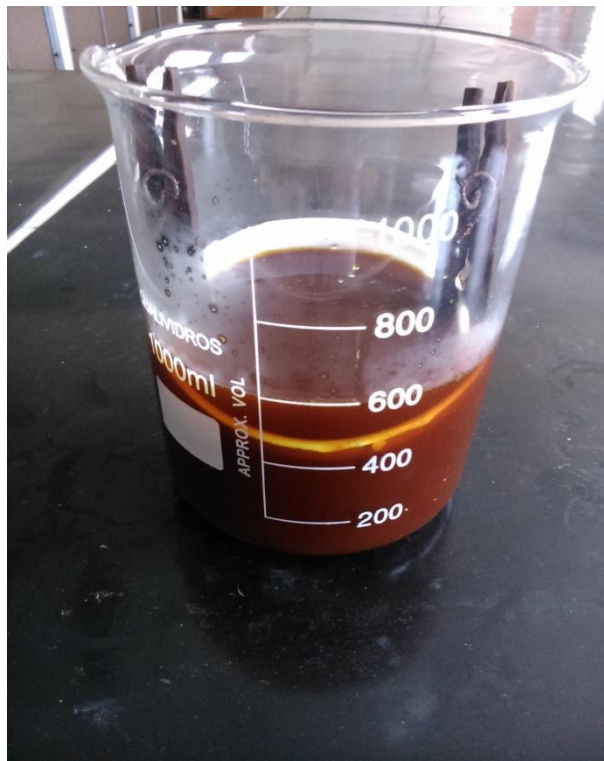


Figura 25 – Amostras imersas em solução de cloreto férrico

Fonte: Elaborada pelo autor



Após 72h, as amostras foram removidas, enxaguadas com água e álcool e secas com um secador. As amostras foram novamente pesadas para calcular os valores de massa perdida.

Após passar pelo teste de corrosão por pites, as amostras foram submetidas à prática A da norma ASTM A262 para revelar a microestrutura e identificar se existe ou não precipitados de carbonetos de cromo nos contornos dos grãos. A preparação das amostras foi feita lixando-as com lixas de granulação 80, 150, 220, 360, 400, 500 e 600. Em seguida, foi feito o polimento eletrolítico com 1A e 19,5V durante 15s, usando a Polisecc C25 com ácido perclórico D11 (Figura 26). A área polida foi de 81,71 mm<sup>2</sup> levando em consideração a análise do metal base, zona fundida e ZAC nas amostras soldadas (Figura 27).



Figura 26 – Equipamento para polimento eletrolítico Polisecc C25

Fonte: Elaborada pelo autor

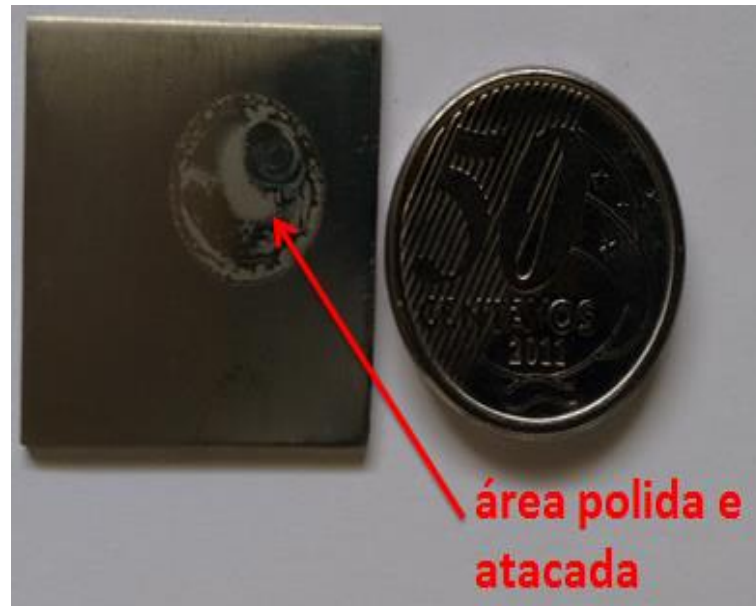


Figura 27 – Área polida pela Polisecc C25

Fonte: Elaborada pelo autor

Para revelar a microestrutura, foi utilizado o ataque secundário da Polisecc C25 com uma solução de 10%p de ácido oxálico, ou seja, 100g de cristais de ácido oxálico ( $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ) dissolvidos em 900 mL de água. A temperatura da solução foi mantida a temperatura ambiente. O ataque ocorreu com 2,32A e 3,35V durante 1,5min (Figura 28).



Figura 28 – Ataque secundário com ácido oxálico

Fonte: Elaborada pelo autor

Após o ataque, as amostras foram enxaguadas com água, álcool e secas com um secador. Em seguida, as amostras foram analisadas microscopicamente através do microscópio óptico Olympus GX51, utilizando o *software* analySIS 5.1 (Figura 29). Através da análise microscópica foram obtidas fotomicrografias com aumento de 50, 100, 200, 500 e 1000 vezes a fim de comparar o grau de sensitização das amostras.



Figura 29 - Microscópio óptico Olympus GX51 e *software* analySIS 5.1

Fonte: Elaborada pelo autor

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1. ANÁLISE DA MASSA PERDIDA

As amostras foram pesadas antes e após serem submetidas ao método A da norma ASTM G48. Calculou-se a porcentagem de massa perdida em cada amostra para cada tipo de aço e em cada nível de energia de soldagem (Tabela 6).

Tabela 6 – Massa perdida pelas amostras após imersão em solução de cloreto férrico por 72h

Amostra	Perda de massa (%)
301 sem solda	15,55
301 soldado com alto nível de energia	32,80
301 soldado com baixo nível de energia	26,27
304 sem solda	8,80
304 soldado com alto nível de energia	16,50
304 soldado com baixo nível de energia	14,38

Fonte: Elaborada pelo autor

A partir desses resultados, foi feito um gráfico da perda de massa em função da energia de soldagem para melhor comparar a influência da energia de soldagem e do tipo de aço na resistência à corrosão (Figura 30).

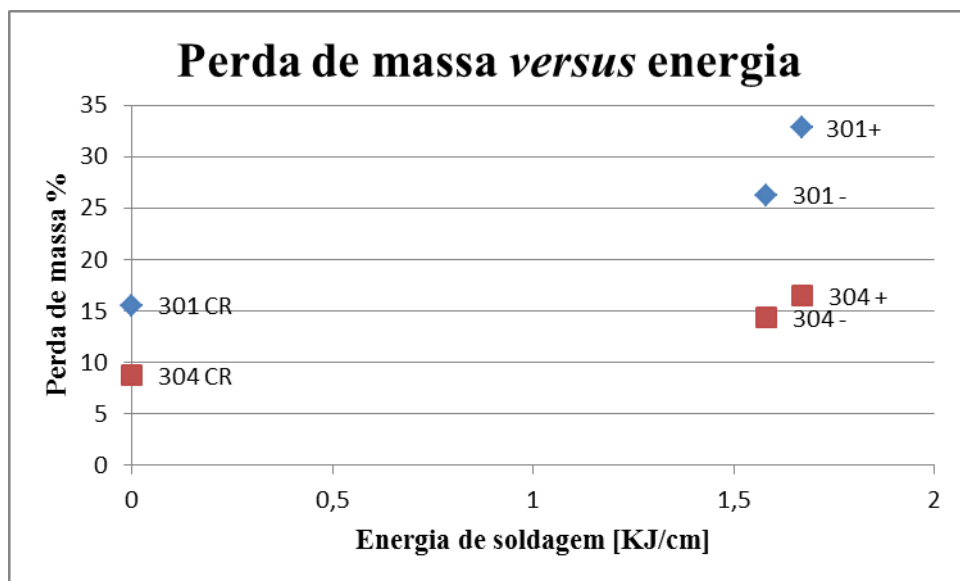


Figura 30 – Perda de massa em função da energia após método A da norma ASTM G48

Fonte: Elaborada pelo autor

Onde, no gráfico:

- 301 CR aço 301 como recebido (sem solda)
- 301 - aço 301 soldado com baixa energia de soldagem
- 301 + aço 301 soldado com alta energia de soldagem
- 304 CR aço 304 como recebido (sem solda)
- 304 - aço 304 soldado com baixa energia de soldagem
- 304 + aço 304 soldado com alta energia de soldagem

Analisando o gráfico, percebe-se que o aço AISI 301 perdeu maior quantidade de massa que o aço AISI 304, caracterizando que possui menor resistência à corrosão por pites. Os aços diferem na resistência à corrosão pela composição química. A Tabela 7 mostra a composição química dos dois aços.

Tabela 7 – Composição química dos aços

Tipo (AISI)	C (máx.)	Mn (máx.)	P (máx.)	S (máx.)	Si (máx.)	Cr	Ni	N
						(mín.) (máx.)	(mín.) (máx.)	
301	0,15	2,00	0,045	0,030	1,00	16,0-18,0	6,0-8,0	0,10
304	0,08	2,00	0,045	0,030	0,75	18,0-20,0	8,0-10,5	0,10

Fonte: Fornecida pela empresa

A maior resistência à corrosão do aço AISI 304 deve-se ao maior teor de cromo e níquel e ao menor teor de carbono. O aço AISI 304 mostrou-se superior ao aço AISI 301 quando comparados em termos de energia de soldagem. O aço AISI 304 soldado com maior energia apresentou menor perda de massa e, portanto, maior resistência à corrosão que o aço AISI 301 soldado com menor energia. E o aço AISI 304 soldado com menor energia apresentou menos perda de massa que o aço AISI 301 como recebido.

O Aço AISI 301, porém, tem menor custo. Apesar dessa vantagem, apenas os equipamentos produzidos pela empresa e que nunca sofreram problemas de corrosão poderiam ser substituídas pelo aço AISI 301. Mas, para isso, torna-se necessário um levantamento do histórico dos produtos que passaram por problemas de corrosão. Um histórico dos clientes também é importante, pois se o mesmo equipamento vendido para um cliente não sofre corrosão e para o outro sofre, indica que são as condições de trabalho que afetam a qualidade do produto.

Após a análise da perda de massa, as amostras passaram pela preparação com lixamento seguido por polimento eletrolítico. As Figuras 31 e 32 mostram as oito amostras após essa preparação, onde os círculos indicam as áreas polidas, que foram analisadas microscopicamente.

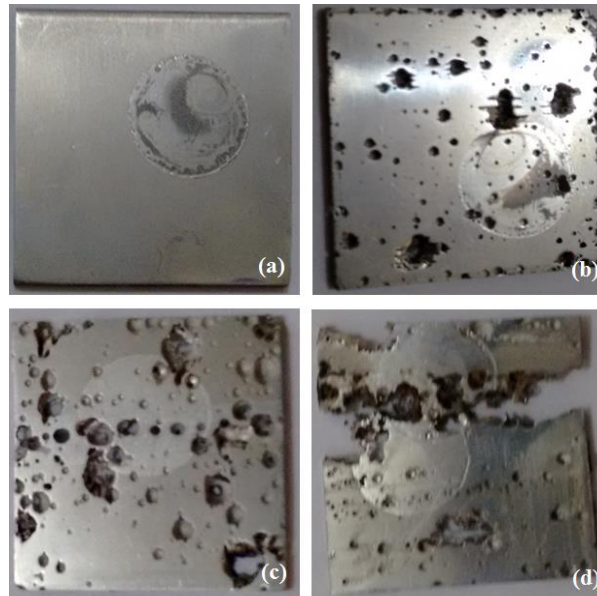


Figura 31 – Amostras de aço AISI 301 após polimento eletrolítico: (a) como recebido (b) como recebido após ensaio de corrosão (c) soldado com baixo nível de energia após ensaio de corrosão (d) soldado com alto nível de energia após ensaio de corrosão

Fonte: Elaborada pelo autor

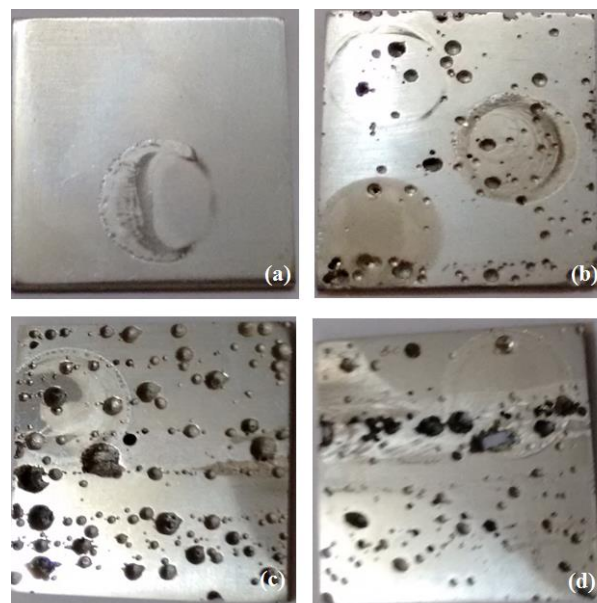


Figura 32 – Amostras de aço AISI 304 após polimento eletrolítico: (a) como recebido (b) como recebido após ensaio de corrosão (c) soldado com baixo nível de energia após ensaio de corrosão (d) soldado com alto nível de energia após ensaio de corrosão

Fonte: Elaborada pelo autor

Através de uma análise visual das oito amostras, percebe-se que a amostra que apresentou a maior concentração de pites e sofreu grande perda de material foi a do aço AISI 301 soldada com alto nível de energia. As amostras soldadas apresentaram maior perda de massa na região da solda, principalmente as soldadas com alto nível de energia (Figuras 31(d) e 32(d)).

A solda feita em laboratório apresentou uma grande concentração de pites no metal de solda. O uso do processo TIG sem metal de adição e a formação de estruturas dendríticas levaram a formação de pites nessa região. A solda realizada pela empresa utiliza metal de adição feito a partir das chapas do mesmo material. Com o uso do metal de adição, é provável que as soldas da empresa não sejam tão susceptíveis à corrosão por pites no metal de solda.

Através das Figuras 31 e 32, também nota-se que ambos os aços apresentaram grande perda de massa, com pelo menos um pite perfurando totalmente a amostra. Dessa forma, ambos os aços não se mostraram uma boa opção para serem utilizados nos equipamentos que sofrem problemas de corrosão. A empresa poderia optar por aços com maior resistência à corrosão, como os aços *low carbon*, na fabricação de algumas partes desses equipamentos, já que os problemas são pontuais.



## 4.2. ANÁLISE METALOGRÁFICA

Primeiramente, foram feitas fotomicrografias do material como recebido para caracterização microestrutural. Essa etapa foi de suma importância na identificação de inclusões no material, pois, a partir dessa identificação, tomou-se o cuidado de diferenciar os pites das inclusões. Isso foi feito utilizando o regulador de foco do microscópio, onde ao desfocar a imagem, as inclusões também se desfocam. Já, quando há a presença de pites, nota-se a profundidade destes. As Figuras 33 e 34 mostram, respectivamente, o aço AISI 301 e o aço AISI 304 após passar pelo polimento eletrolítico.

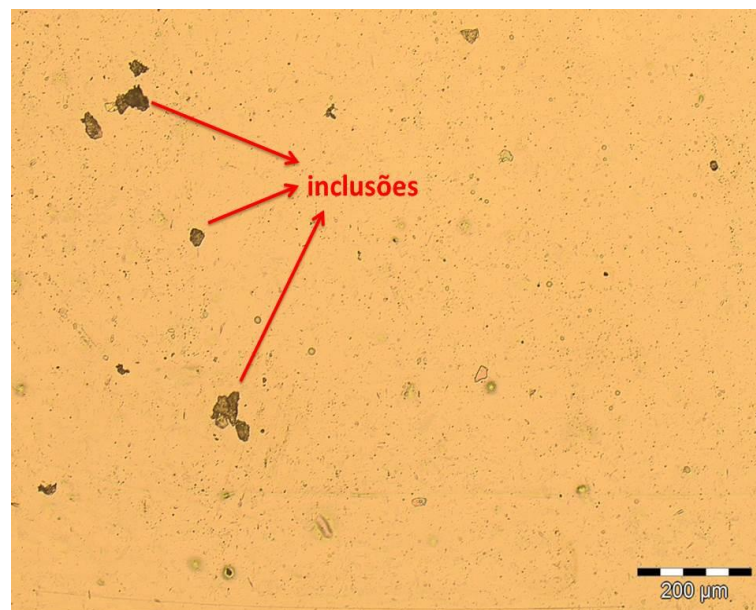


Figura 33 – Fotomicrografia do aço AISI 301 após polimento (100X)

Fonte: Elaborada pelo autor



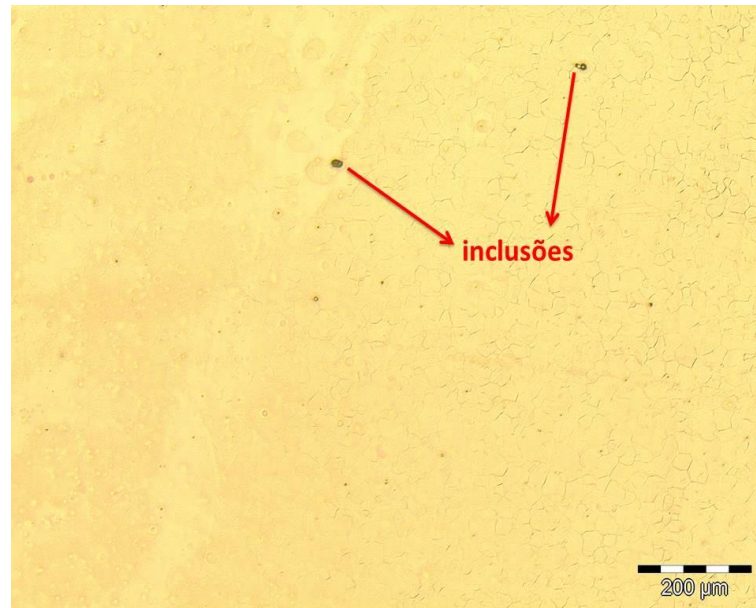


Figura 34 – Fotomicrografia do aço AISI 304 após polimento (100X)

Fonte: Elaborada pelo autor

Verifica-se pelas fotomicrografias das Figuras 33 e 34, que o aço AISI 301 possui mais inclusões que o aço AISI 304. Como as inclusões são locais preferenciais para a formação de pites, o maior número de inclusões provavelmente também foi um dos fatores que contribuiu para que o aço AISI 301 apresentasse menor resistência à corrosão que o aço AISI 304.

Após fazer fotomicrografias das amostras polidas, foi analisado o material submetido ao ataque em ácido oxálico para revelação da microestrutura. Nas Figuras 35 e 36 têm-se, respectivamente, as microestruturas dos aços AISI 301 e AISI 304 reveladas, onde é possível identificar os grãos austeníticos.

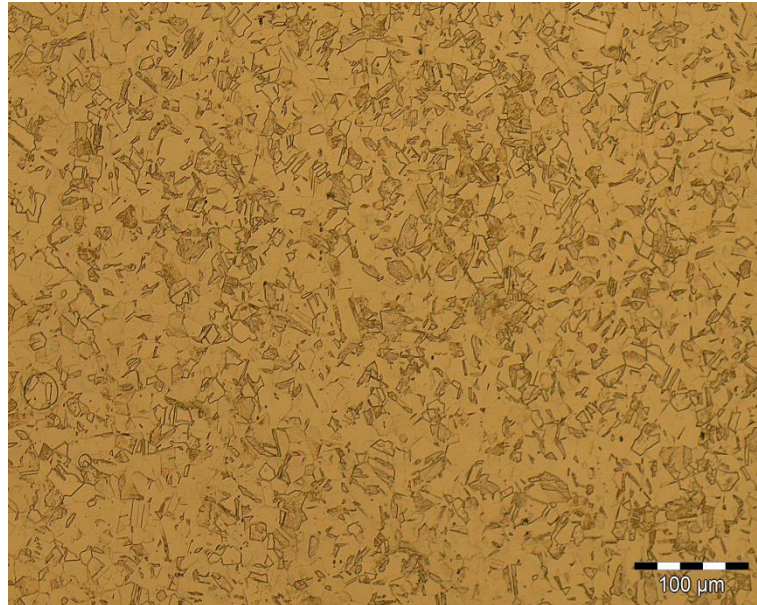


Figura 35 – Fotomicrografia da microestrutura do aço AISI 301 (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

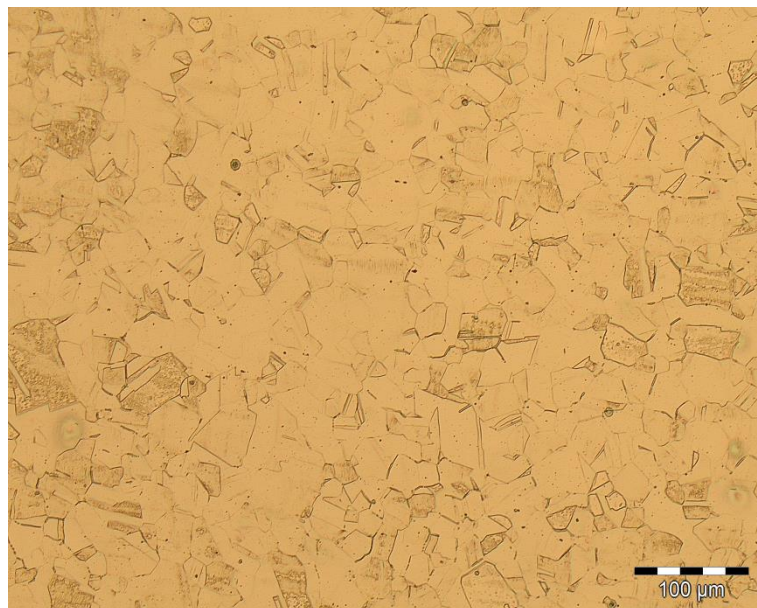


Figura 36 – Fotomicrografia da microestrutura do aço AISI 304 (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

Após avaliar a microestrutura do material como recebido, pôde-se iniciar a análise do material após passar pelo teste de corrosão por cloreto férrico. As Figuras 37 e 38 mostram o aço 301 não soldado após 72h imerso na solução de cloreto férrico, onde é possível ver a presença de pites de diferentes tamanhos e diferentes profundidades. Na Figura 38 é possível ver que a formação de pites ocorreu principalmente nos contornos de grão.

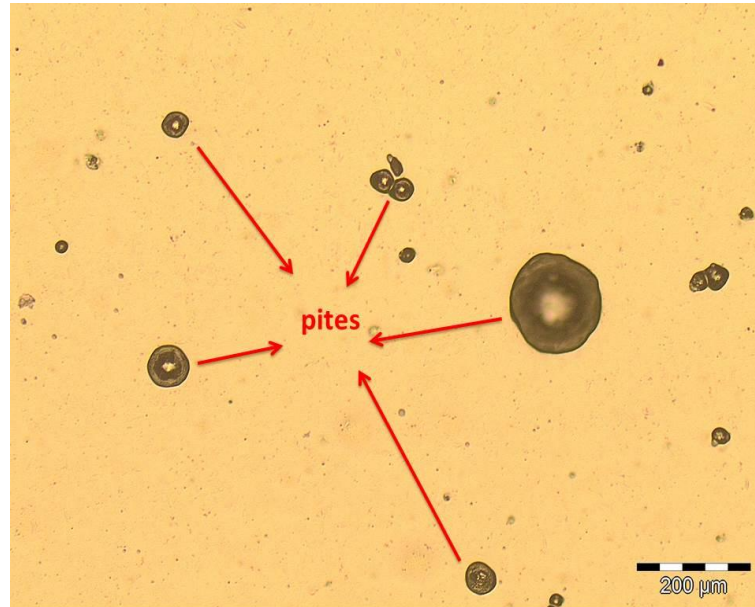


Figura 37 – Fotomicrografia do aço AISI 301 após polimento eletrolítico (100X)

Fonte: Elaborada pelo autor



Figura 38 – Fotomicrografia do aço AISI 301 após ataque eletrolítico (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

A Figura 39 mostra o aço AISI 304 não soldado após o teste de corrosão por pites (ASTM G48), com a presença de pites maiores na parte superior da fotomicrografia e pites menores ao longo da amostra. A figura 40, feita após a prática A da norma ASTM A262, mostra a presença de pites preferencialmente na região dos contornos de grão, assim como



ocorreu para o aço AISI 301. Verifica-se também a presença de maclas, comuns na fase austenita.

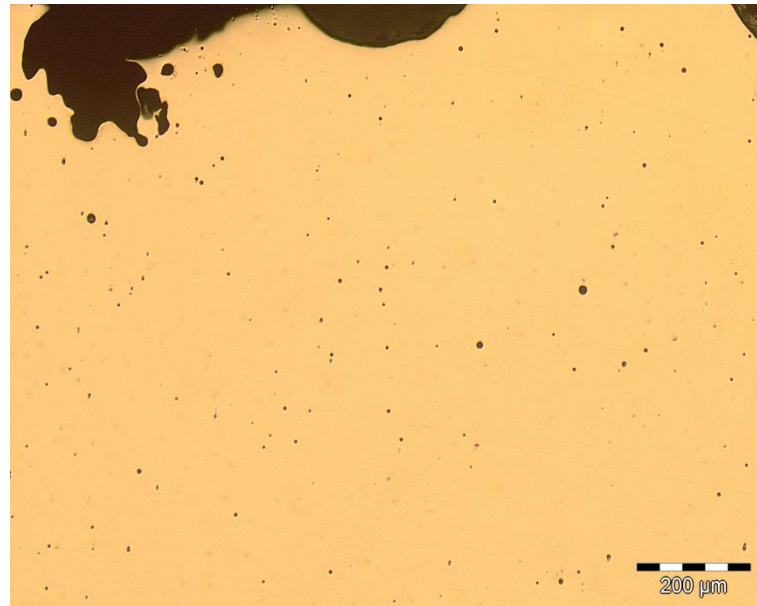


Figura 39 – Fotomicrografia do aço AISI 304 após polimento eletrolítico (100X)

Fonte: Elaborada pelo autor

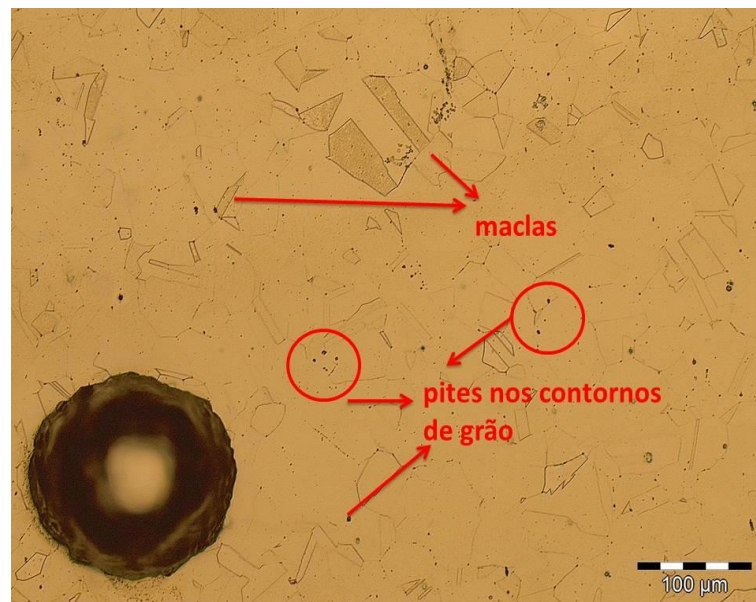


Figura 40 – Fotomicrografia do aço AISI 304 após ataque eletrolítico (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

Após analisar o material como recebido (sem solda), foi realizada uma análise do material soldado. Na análise do material soldado, as fotomicrografias foram feitas contendo as

três partes em que o material apresenta uma microestrutura diferente: o metal base, a ZAC e o metal de solda. Ocorreram pites nas três regiões.

A formação de pites no metal base se dá da mesma maneira que no material como recebido, sendo associada a inclusões, fases secundárias, imperfeições mecânicas ou danos na superfície. Já na ZAC, foram encontrados pites nos contornos de grãos que sofreram precipitação de carbonetos de cromo. Não se pode afirmar que todos os pites na ZAC têm relação direta com a sensitização do aço. Os pites nessa região provavelmente ocorreram por dois motivos: pela precipitação de carbonetos  $M_{23}C_6$  e pelos mesmos motivos do metal base. Os pites na ZAC foram, na grande maioria, grandes e determinar exatamente onde se iniciaram não é possível. Logo, tornou-se inviável fazer uma contagem do número de pites que ocorreu na ZAC em uma determinada área e comparar com o número de pites para a mesma área no metal base.

A formação de pites no metal de solda austenítico ocorre independentemente da precipitação e é uma consequência da microsegregação ou nucleação em dendritas. Ocorrem muitos pites ao se utilizar soldas TIG autógenas, quando o aço apresenta de 4 a 6% Mo, quando o metal de adição tem a mesma composição do metal base e/ou quando no metal de solda tem-se a formação de uma estrutura dendrítica grosseira (AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 2003). Como foi utilizado o processo de soldagem TIG autógeno e o metal de solda apresenta uma estrutura dendrítica, houve uma grande concentração de pites no metal de solda para todas as amostras.

As Figuras 41 e 42 mostram, respectivamente, fotomicrografias dos aços AISI 301 e AISI 304 soldados com alto nível de energia. Na zona afetada pelo calor, próximo à margem da linha de fusão da solda, nota-se a presença de precipitados de carbonetos de cromo evidenciada por valas nos contornos de grão. No metal base, observa-se a estrutura *step*. No metal de solda tem-se uma estrutura dendrítica livre de precipitados.

Na ZAC de ambos os aços, ocorre sensitização com a formação de valas parciais que caracterizam uma estrutura *dual* nessa região. Como as chapas têm uma espessura pequena, 1,2 mm, os valores de energia utilizados são baixos. Como consequência, a precipitação de carbonetos de cromo ocorreu próxima ao metal de solda.

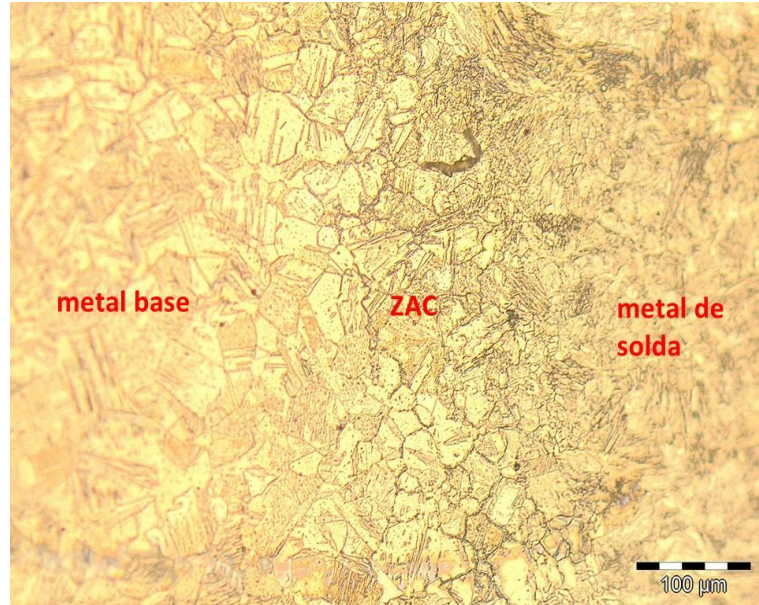


Figura 41 – Fotomicrografia do aço AISI 301 soldado com alto nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

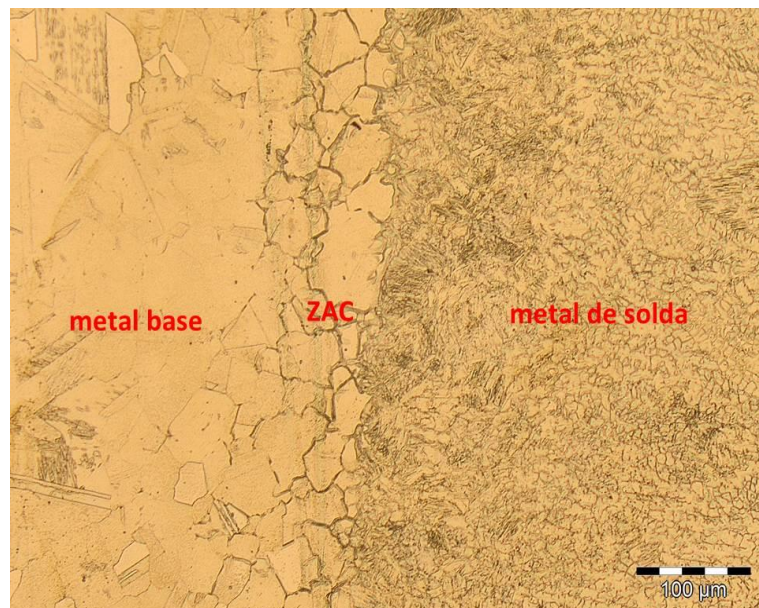


Figura 42 – Fotomicrografia do aço AISI 304 soldado com alto nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

A Figura 43 mostra com mais detalhes, aumento de 1000X, as valas nos contornos de grãos que caracterizam a precipitação dos carbonetos de cromo no aço AISI 304 soldado com alto nível de energia. A fotomicrografia não está com uma alta qualidade devido à deformação provocada pela soldagem da chapa de apenas 1,2 mm de espessura. A deformação, proporcional a energia, provavelmente contribuiu para o aumento do número de precipitados ao criar defeitos cristalinos com locais energeticamente favoráveis à sensitização.

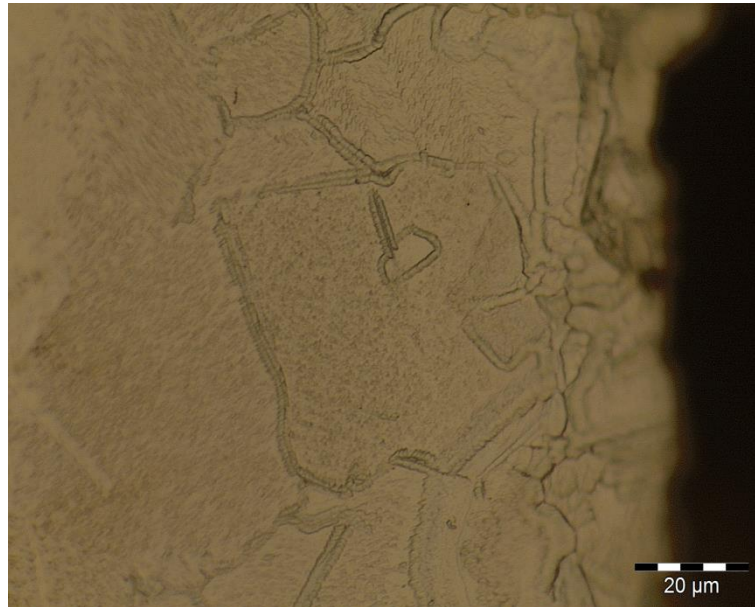


Figura 43 –Fotomicrografia da precipitação de carbonetos de cromo no aço 304 soldado com alto nível de energia (1000X)

Fonte: Elaborada pelo autor

Pites foram encontrados na região sensitizada de ambos os aços (Figuras 44 e 45). Os pites na ZAC são, em sua maioria, grandes. Mas, também se nota a presença de alguns pites menores nos contornos de grãos circundados pelo carboneto de cromo.



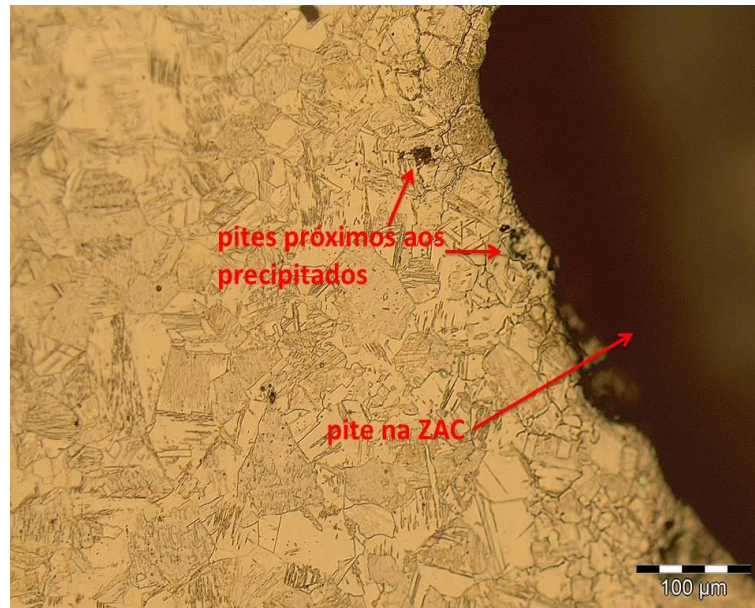


Figura 44 – Fotomicrografia dos pites na ZAC do aço AISI 301 soldado com alto nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

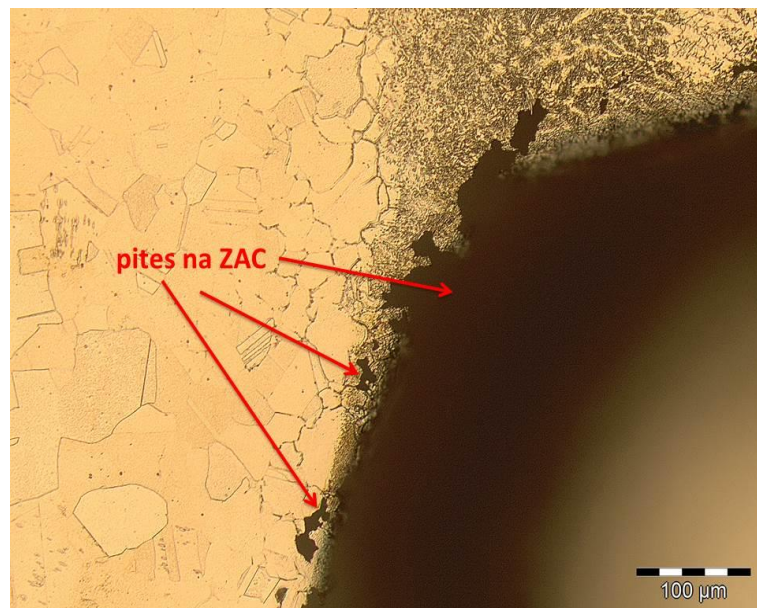


Figura 45 – Fotomicrografia dos pites na ZAC do aço AISI 304 soldado com alto nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

A precipitação de carbonetos de cromo provavelmente influenciou na resistência à corrosão por pites. Foram encontrados pequenos pites nos contornos de grão onde há precipitados (Figura 46). Pites maiores também foram encontrados na ZAC, mas devido ao tamanho destes, não é possível localizar o início da sua formação e afirmar que estão diretamente relacionados à precipitação de carbonetos  $M_{23}C_6$ .



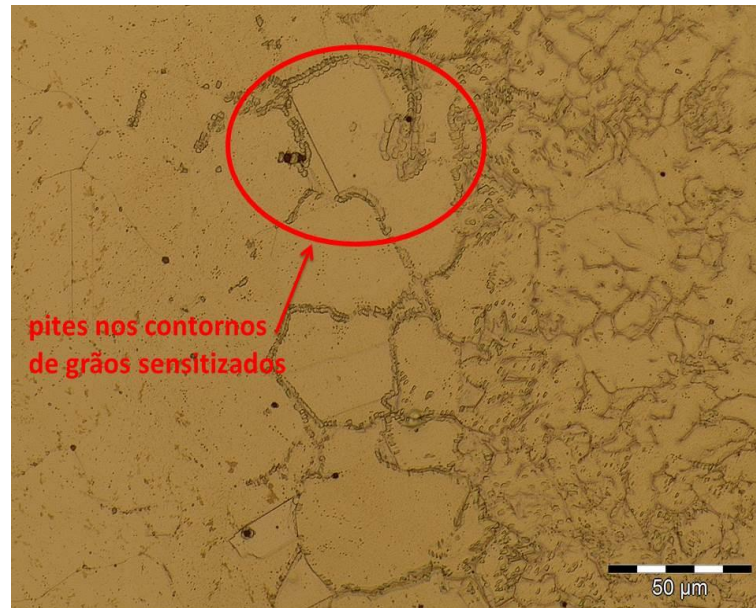


Figura 46 – Fotomicrografia da formação de pites nos contornos de grãos sensltizados no aço AISI 304 soldado com alto nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

Os aços soldados com baixa energia também sofreram sensitização próxima à margem da linha de fusão da solda. As Figuras 47 e 48 mostram, respectivamente, as fotomicrografias dos aços AISI 301 e AISI 304 soldados com baixo nível de energia.

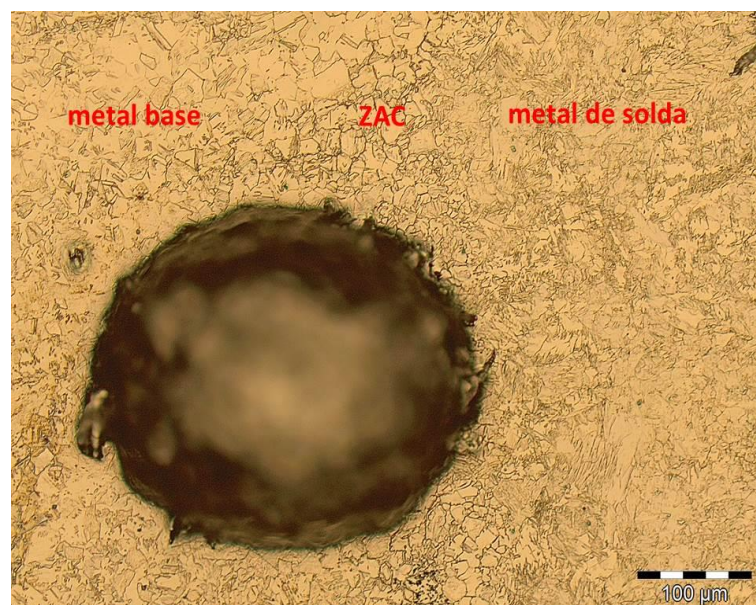


Figura 47 – Fotomicrografia do aço AISI 301 soldado com baixo nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

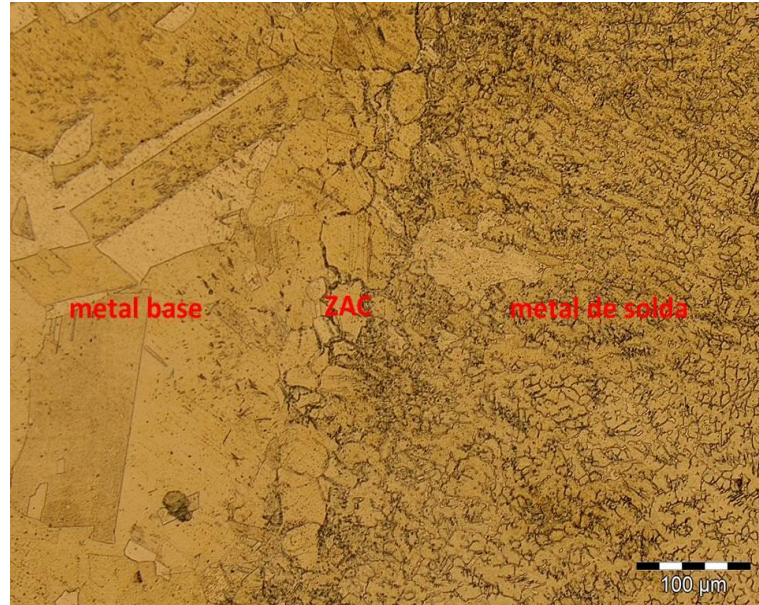


Figura 48 – Fotomicrografia do aço AISI 304 soldado com baixo nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

Assim como os aços soldados com alta energia, os aços soldados com baixa energia apresentaram uma estrutura *dual* na ZAC próxima à zona fundida. O metal base e o metal de solda apresentaram estrutura *step* livres de precipitação.

A Figura 49 mostra pites nas três regiões para o aço AISI 301 soldado com nível baixo de energia. A Figura 50 apresenta pites grandes e profundos que se formaram no metal de solda.



Figura 49 – Fotomicrografia dos pites no metal base, na ZAC e no metal de solda do aço AISI 301 soldado com baixo nível de energia (50X)

Fonte: Elaborada pelo autor



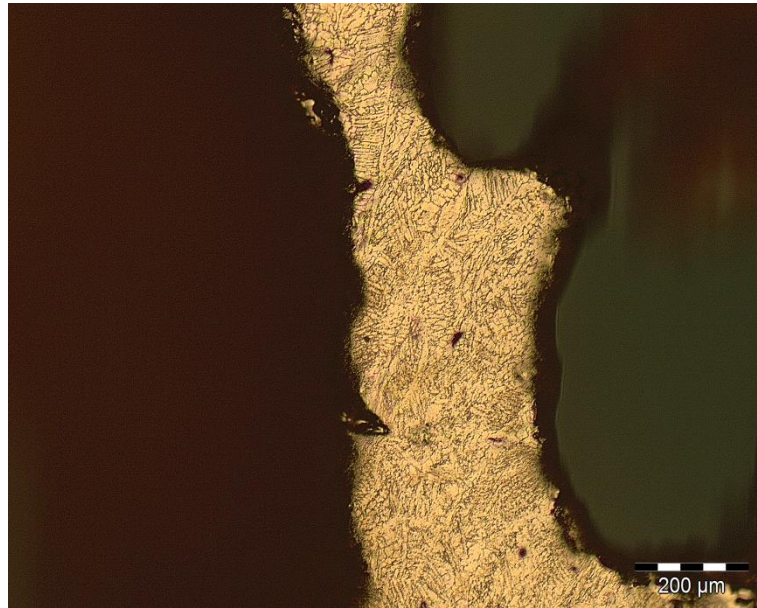


Figura 50 – Fotomicrografia dos pites na estrutura dendrítica do metal de solda do aço AISI 301 soldado com baixo nível de energia (100X)

Fonte: Elaborada pelo autor

#### 4.2.1. ANÁLISE POR EXTENSÃO DA ZONA SENSITIZADA

A fim de comparar a influência da energia de soldagem na sensitização dos aços AISI 301 e AISI 304, foram feitas 10 medições da extensão da zona sensitizada para cada nível de energia. Iniciou-se a medida no início do primeiro grão que sofreu precipitação próxima ao metal base e terminou-se no final do último grão austenítico contornado por precipitados próximo ao metal de solda. As Figuras 51 e 52 mostram, respectivamente, essas 10 medições nos níveis alto e baixo de energia para o aço AISI 301, utilizando o programa analySIS 5.1.

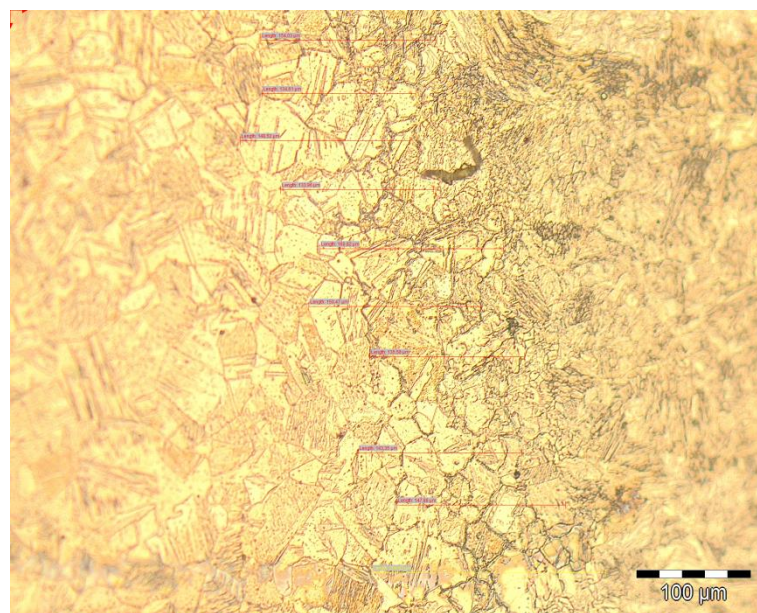


Figura 51 – Medição da extensão da zona sensitizada a partir da fotomicrografia do aço AISI 301 soldado com alto nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

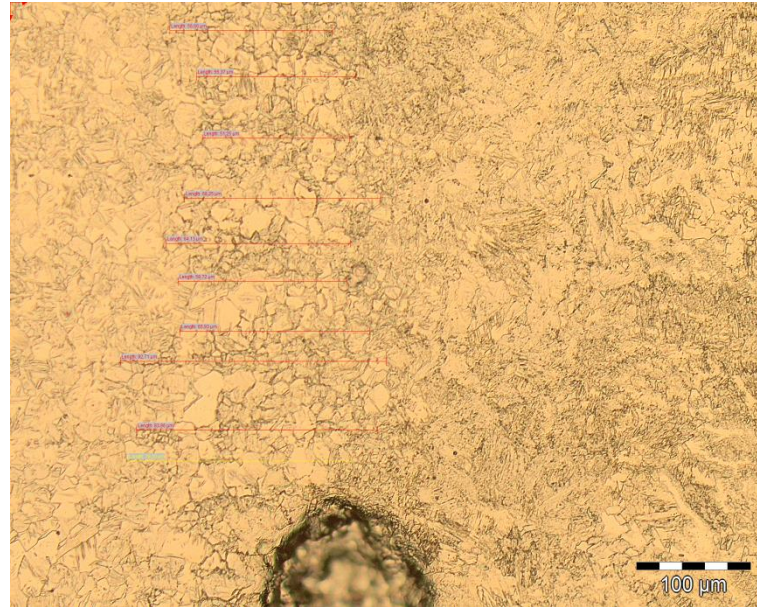


Figura 52 – Medição da extensão da zona sensibilizada a partir da fotomicrografia do aço AISI 301 soldado com baixo nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

As Tabelas 8 e 9 apresentam os valores das dez medições da zona sensibilizadas do aço AISI 301 para a alta e a baixa energia de soldagem, respectivamente. A partir dos valores das dez medições, foram calculados a média e o desvio padrão da extensão da zona sensibilizada para cada nível de energia para o aço AISI 301 através do *software* analySIS 5.1 (Tabela 10).

Tabela 8 – Extensão da região sensibilizada para o aço AISI 301 soldado com alto nível de energia

<b>Amostra</b>	<b>Número</b>	<b>Linha horizontal Comprimento (µm)</b>
AISI 301 – alto nível de energia	1	154,03
	2	134,61
	3	133,96
	4	148,52
	5	160,82
	6	150,47
	7	135,58
	8	143,35
	9	147,88
	10	204,83

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 9 – Extensão da região sensitizada para o aço AISI 301 soldado com baixo nível de energia

<b>Amostra</b>	<b>Número</b>	<b>Linha horizontal Comprimento (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
AISI 301 – baixo nível de energia	1	56,66
	2	55,37
	3	51,25
	4	68,25
	5	64,13
	6	65,93
	7	92,71
	8	83,96
	9	58,72
	10	78,03

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 10 – Valores estatísticos da extensão da região sensitizada para o aço AISI 301

<b>Amostra</b>	<b>Média (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Mínimo (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Máximo (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Desvio padrão (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
AISI 301 – alto nível de energia	151,40	133,96	204,83	20,74
AISI 301 – baixo nível de energia	67,50	51,25	92,71	13,49

Fonte: Elaborada pelo autor

Pela Tabela 10, percebe-se que ao aumentar a energia de soldagem, formam-se mais precipitados de carbonetos de cromo. A extensão da zona sensitizada torna-se, portanto, maior e o aço fica mais susceptível à corrosão por pites.

O mesmo procedimento foi realizado com o aço AISI 304. As Figuras 53 e 54 mostram, respectivamente, as fotomicrografias usadas para fazer as 10 medições da região sensitizada dos níveis alto e baixo de energia para o aço AISI 304, utilizando o programa analySIS 5.1.



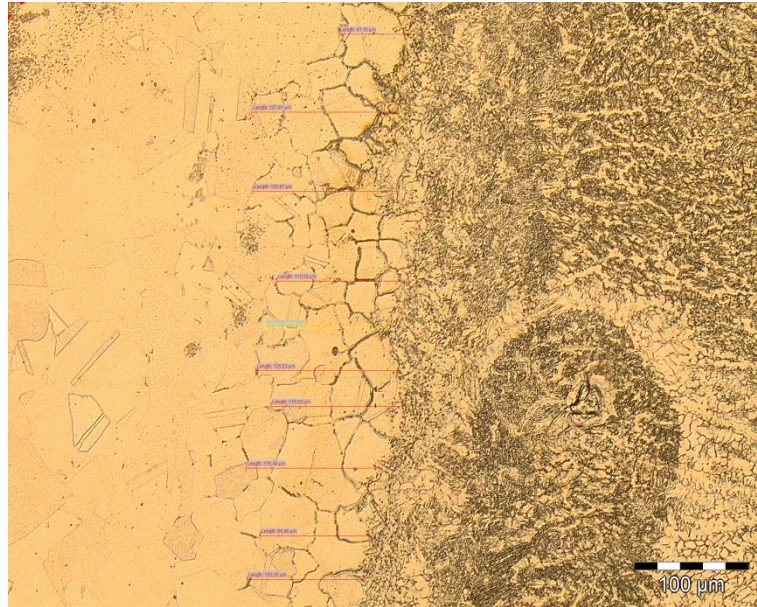


Figura 53 – Medição da extensão da zona sensibilizada a partir da fotomicrografia do aço AISI 304 soldado com alto nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

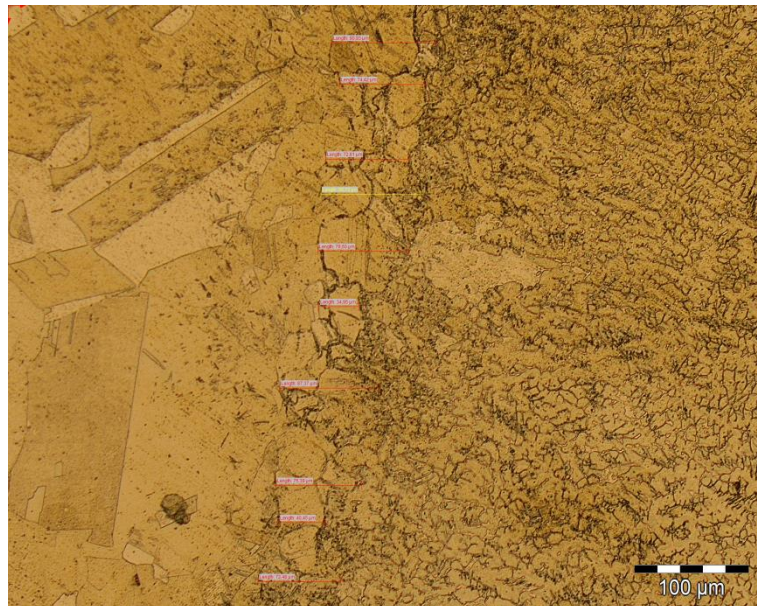


Figura 54 – Medição da extensão da zona sensibilizada a partir da fotomicrografia do aço AISI 304 soldado com baixo nível de energia (200X)

Fonte: Elaborada pelo autor

Em seguida, assim como para o aço AISI 301, a partir dos valores das dez medições para cada energia de soldagem (Tabelas 11 e 12), foram calculados a média e o desvio padrão para cada nível de energia para o aço AISI 304 (Tabela 13) através do *software* analySIS 5.1.

Tabela 11 – Extensão da região sensitizada para o aço AISI 304 soldado com alto nível de energia

<b>Amostra</b>	<b>Número</b>	<b>Linha horizontal Comprimento (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
AISI 304 – alto nível de energia	1	115,52
	2	116,49
	3	95,46
	4	125,87
	5	127,81
	6	61,16
	7	125,23
	8	115,52
	9	102,25
	10	106,46

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 12 – Extensão da região sensitizada para o aço AISI 304 soldado com baixo nível de energia

<b>Amostra</b>	<b>Número</b>	<b>Linha horizontal Comprimento (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
AISI 304 – baixo nível de energia	1	90,93
	2	74,42
	3	72,81
	4	79,60
	5	87,37
	6	75,39
	7	34,95
	8	40,45
	9	72,48
	10	86,72

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 13 – Valores estatísticos da extensão da região sensitizada para o aço AISI 304

<b>Amostra</b>	<b>Média (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Mínimo (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Máximo (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Desvio padrão (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
AISI 304 – alto nível de energia	109,18	61,16	127,81	19,91
AISI 304 – baixo nível de energia	71,51	34,95	90,93	19,01

Fonte: Elaborada pelo autor

A partir dos valores da Tabela 13, verifica-se novamente a influência na energia de soldagem na sensitização. Quanto maior a energia, maior a zona sensitizada.

Não foi feita uma comparação direta entre a extensão da zona sensitizada do aço AISI 301 e a extensão da zona sensitizada do aço AISI 304, porque são materiais diferentes com



composições químicas diferentes e diferentes tamanhos de grão. O aço AISI 301, por exemplo, possui grãos menores que levam a uma maior precipitação de carbonetos devido à maior área de contato contorno grão. Apesar das diferenças entre os dois aços, verifica-se nos dois casos que o aumento da energia de soldagem provoca o aumento da extensão da zona sensitizada.

A Tabela 14 apresenta, de forma resumida, os resultados obtidos para as oito amostras. Nessa tabela, percebe-se que o aumento da energia de soldagem provocou uma diminuição da resistência à corrosão por pites. O aumento da energia também provocou o aumento da extensão sensitizada. A precipitação de carbonetos de cromo pode, portanto, ter influenciado na resistência à corrosão por pites. Contudo, como os pites apresentaram grandes tamanhos e houve uma alta concentração de pites no metal de solda, não se pode afirmar que a maior perda de massa nas amostras soldadas com maior energia deve-se exclusivamente a quebra do filme passivo provocada pela precipitação de carbonetos  $M_{23}C_6$ . Em todas as amostras soldadas, a microestrutura presente na ZAC foi do tipo *dual*, com precipitação parcial nos contornos de grãos, mostrando que até uma energia de 1,582 KJ/cm foi capaz de provocar o aparecimento de fase precipitada.

Tabela 14 – Resultados dos ensaios

Amostra	Aço	Características	Resultados que foram avaliados		
			Massa perdida [%]	Extensão da zona sensitizada [ $\mu\text{m}$ ]	Tipo de microestrutura
1	301	Como recebido	15,55	-	<i>Step</i>
2	301	Soldado com baixo nível de energia	26,27	67,50	<i>Dual</i>
3	301	Soldado com alto nível de energia	32,80	151,40	<i>Dual</i>
4	304	Como recebido	8,80	-	<i>Step</i>
5	304	Soldado com baixo nível de energia	14,38	71,51	<i>Dual</i>
6	304	Soldado com alto nível de energia	16,50	109,18	<i>Dual</i>

Fonte: Elaborada pelo autor

## 5. CONCLUSÕES

Comparando os dois tipos de aço e considerando que a empresa utiliza atualmente o aço AISI 304 para a fabricação dos seus produtos, o aço AISI 301 não se mostrou uma boa opção para substituí-lo. Como já ocorreram problemas de corrosão em alguns equipamentos da empresa fabricados com o aço AISI 304, substituí-lo pelo aço AISI 301 aumentaria a ocorrência desses problemas.

Sob as condições deste trabalho, o aço AISI 301 apresentou maior susceptibilidade à corrosão por pites que o aço AISI 304.

A energia de soldagem apresentou influência direta na sensitização dos aços. As amostras soldadas com maior nível de energia apresentaram maior perda de passivação do material devido a maior extensão da zona sensitizada.

Como as chapas analisada possuem uma espessura muito pequena (1,2 mm), havia o receio de não ocorrer precipitação de carbonetos de cromo e não ser possível analisar a influência da energia de soldagem na sensitização dos aços. Alguns autores, como Luz (2002) e Carneiro (2014), utilizaram chapas de maior espessura e, portanto, analisaram energias de soldagem superiores a deste trabalho. Luz (2002) analisou a influência de energias igual ou superior a 7 KJ/cm na soldagem de chapas de 3 mm de espessura. Carneiro (2014) avaliou chapas soldadas com 12 e 25,6 KJ/cm para um aço de espessura de 7,93 mm. Contudo, no presente trabalho, nota-se que até mesmo a energia de 1,582 KJ/cm provoca a precipitação dos carbonetos dos aços AISI 301 e AISI 304.

## 5.1.SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Uma análise das condições de trabalho do equipamento poderia ser feita para descobrir qual produto de limpeza usado é mais agressivo ou se a água ou algum alimento colocado em contato com esses equipamentos poderia provocar essa corrosão. Uma qualificação do metal de solda também poderia ser feita antes da análise metalográfica para avaliar se algum procedimento de soldagem da empresa pode influenciar negativamente na resistência à corrosão.

Como o tempo de imersão em cloreto férrico (72h) provocou o aparecimento de grandes pites na ZAC e inviabilizou determinar exatamente onde os pites se iniciaram, sugere-se que esse tempo seja reduzido para 24h. Com pites menores, seria possível identificar onde eles se iniciam e poderia ser criada uma metodologia para contagem do número de pites a fim de comparar quantitativamente a influência dos precipitados de carbonetos de cromo na resistência à corrosão por pites.

Outra alternativa seria fazer análises através do método EPR onde é traçada uma curva potenciocinética pela polarização da amostra. Assim, é possível identificar onde, na amostra, a densidade de corrente aumenta devido à quebra do filme passivo. Juntamente com esse método, pode-se usar a polarização anódica potenciodinâmica para identificar os pontos com baixo potencial de pite. Com isso, consegue-se relacionar as duas curvas e identificar as regiões onde o potencial de pite diminui e a densidade de corrente aumenta. Nessas regiões ocorre perda da resistência à corrosão devido à sensibilização do aço.

## 6. REFERÊNCIAS

\_\_\_\_\_. **ASTM A262**: Standard Practices for Detecting Susceptibility of Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels. Philadelphia, 2002a.

\_\_\_\_\_. **ASTM G48**: Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution. Philadelphia, 2009.

AMERICAN IRON AND STEEL INSTITUTE. Welding of stainless steels and other joining methods. 2<sup>nd</sup> ed. New York, 1998. (A Design Handbook Series, 9002).

ARIVARASU, M.; KASINATH, D. R.; NATARAJAN, A. Effect of Continuous and Pulsed Current on the Metallurgical and Mechanical Properties of Gas Tungsten Arc Welded AISI 4340 Aeronautical and AISI 304 L Austenitic Stainless Steel Dissimilar Joints. **Materials Research**, Índia, v. 18, n. 1, p 59-77, 2015.

ASM Handbook, **Vol. 13A Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection**, ASM International The Materials Information Company, 2003.

ASM INTERNATIONAL. **Stainless Steels for Design Engineers** – Chapter 6: Austenitic Stainless Steel. Disponível em:  
<[http://www.asminternational.org/documents/10192/3473958/05231G\\_Sample.pdf/7c5e4830-b443-4c71-a8c8-1a85c5b39dc5](http://www.asminternational.org/documents/10192/3473958/05231G_Sample.pdf/7c5e4830-b443-4c71-a8c8-1a85c5b39dc5)>. Acesso em: 05 jul. 2015.

BELTRAN, R.; MALDONADO, J. G.; MURR, L. E.; FISHER, W. W. Effects of strain and grain size on carbide precipitation and corrosion sensitization behavior in 304 stainless steel. **Acta Mater**, v.45, n.10, p.4351-4360, 1997.

CARNEIRO, C. H. L. **Avaliação do grau de sensitização do aço AISI 304 pelo método DL-EPR de uma junta soldada com o processo Tandem GMAW**. 2014. 100 p. Projeto de graduação – Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro. 2014.

ELLIOT, P. **Selecting Materials to Prevent or Control Corrosion** – Intergranular Corrosion. Metals Park: ASM Metals Handbook, 2003, 13Av.

FRANÇA, C. G. Análise da corrosão por pite e corrosão intergranular em aço inoxidável austenítico e duplex fundidos. In: MOSTRA ACADÊMICA, 10., 2012, Piracicaba. **Anais...** Piracicaba: UNIMEP, 2012.

FRANKEL, G. S. **Pitting Corrosion** – Introduction. Metals Park: ASM Metals Handbook, 2003, 13Av.

FRANKEL, G.S. **Phenomenology of Pitting Corrosion**. Metals Park: ASM Metals Handbook, 2003, p. 236-241.

GARCIA, E. R. V. **Estudo da corrente de soldagem do processo TIG pulsado autógeno na microestrutura da zona fundida dos aços inoxidáveis duplex UNS S32304 e UNS S32101**. 2011. 186 p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

GUIMARÃES, B. H. D.; XAVIER, C. R.; MARCELO, C. de J.; CASTRO, J. A.; CAMPOS, M. F. de. Avaliação da precipitação da fase sigma na soldagem de aços inoxidáveis duplex. **Rev. Bras. Apl. Vac**, Campinas, v. 13, n.1, p. 1-4, 2015.

HUA, G. L.; YU, Z. Effect of heat treatment on corrosion resistance of steel 0Cr18Ni9Ti. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 51, n. 11-12, 2009.

JINGPIN, J.; JUNJUN, S.; GUANGHAI, L.; BIN, W.; CUNFU, H. Evaluation of intergranular corrosion in austenitic stainless steel using collinear wave mixing method. **NDT&E Internacional**, China, v.69, p. 1-8, 2015.

KELLY, J. AGGEN, G. **Stainless Steels**. Myer Kuts Associates: Handbook of Materials Selection, 2001.

KIM, J.; LEE, H. Study for corrosion characteristics of ferrite stainless steel weld metal with respect to added contents of Ti and Nb. **Met. Matter. Int**, Coreia, v. 20, n. 2, p 329-335, 2014.

LI, H.; JIANG, Z.; FENG, H.; ZHU, H.; SUN, B.; LI, Z. Corrosion behavior of ferritic stainless steel with 15%wt chromium for the automobile exhaust system. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, China, v. 20, n. 9, p 850-861, 2013.

LUZ, T. de S. **Influência das variáveis do processo de soldagem na sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos**. 2002. 125 p. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia Mecânica e de Produção, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza. 2002.

MARIANO, N. A.; MUROLO, J. P.; PEREIRA, V. F.; PALLONE, A. S. N.; TOMMASELLI, M. A. G. Influência da taxa de resfriamento na corrosão em aço inoxidável fundido. **Revista Matéria**, Rio de Janeiro, v. 13, n. 2, p 322-328, 2008.

NINGSHEN, S., MUDALI, U. Pitting and intergranular corrosion resistance of AISI type 301LN stainless steel. **Jornaul of Materials Engineering and Performance**, v. 19, n. 2, p 274-281, 2010.

PARDO, A.; MERINO, M. C.; COY, A. E.; VIEJO, F.; ARRABAL, R.; MATYKINA, E. Pitting corrosion behaviour of austenitic stainless steels – combining effects of Mn and Mo additions. **Corrosion Science**, v. 50, p 1796-1806, 2008.

RAVEENDRA, A.; KUMAR, B. V. R. R.; Experimental study on Pulsed and Non-Pulsed Current TIG Welding of Stainless Steel Sheet (SS304). **International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology**, India, v.2, n.6, p. 2337-2344, 2013.

SERNA-GIRALDO, C. A. **Resistência à corrosão intergranular do aço inoxidável ferrítico UNS S43000**. 2006. 197 p. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. 2006.

SILVA, C. C.; MACHADO, J. P. S. E.; SANT'ANA, H. B.; FARIAS, J. P. Estudo da sensitização causada pelo ciclo térmico de soldagem no aço inoxidável superferrítico AISI 444. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE P&D EM PETRÓLEO E GÁS, 3., 2005, Salvador. **Anais...** Fortaleza: UFC, 2005.

SILVA, E. S. **Efeitos do tratamento térmico de solubilização sobre o crescimento do grão e o grau de sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 321 e AISI 347.** 2007. 72 p. Dissertação (Mestrado) - Programa de pós-graduação em Física, Universidade Federal do Maranhão, São Luís, 2007.

SILVA, P. M. de O. **Influência da deformação a frio na microestrutura, propriedades mecânicas e magnéticas, textura e corrosão por pites de aços AISI 301LN e 316L.** 2005. 179 p. Dissertação (Mestrado) - Coordenação do curso de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza. 2005.

SOURMAIL, T. Literature review: Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. **Materials Science and Technology**, Cambridge, v. 17, 2001.

TERADA, M.; ESCRIBA, D. M.; COSTA, I.; MATERNA-MORRIS, E.; PADILHA, A. F. Investigation on the intergranular corrosion resistance of the AISI 316L(N) stainless steel after long time creep testing at 600°C. **Materials characterization**, v. 59, p 663-668, 2008.

WANG, H. Effect of welding variables on cooling rate and pitting corrosion resistance in super duplex stainless weldments. **Materials Transactions**, Japão, v. 46, n. 3, p 593-601, 2005.

WANG, Y. Q.; YANG, B.; HAN, J.; WU, H. C.; WANG, X. T. Effect of precipitated phases on the pitting corrosion of Z3CN20.09M Cast Duplex Stainless Steel. **Materials Transactions**, Japão, v. 14, n. 5, p 839-843, 2013.

WASHKO, S. D.; AGGEN, G. **Classification of Stainless Steels** – Austenitic stainless steels. Metals Park: ASM Metals Handbook, 1988, 1v.

YOUSEFIEH, M.; SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A. Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method. **Journal of Alloys and Compounds**, Iran, v.509, p. 782-788, 2011.

## 7. ANEXO – TERMO DE AUTENTICIDADE



UNIVERSIDADE FEDERAL DE JUIZ DE FORA  
FACULDADE DE ENGENHARIA

### Termo de Declaração de Autenticidade de Autoria

Declaro, sob as penas da lei e para os devidos fins, junto à Universidade Federal de Juiz de Fora, que meu Trabalho de Conclusão de Curso do Curso de Graduação em Engenharia Mecânica é original, de minha única e exclusiva autoria. E não se trata de cópia integral ou parcial de textos e trabalhos de autoria de outrem, seja em formato de papel, eletrônico, digital, áudio-visual ou qualquer outro meio.

Declaro ainda ter total conhecimento e compreensão do que é considerado plágio, não apenas a cópia integral do trabalho, mas também de parte dele, inclusive de artigos e/ou parágrafos, sem citação do autor ou de sua fonte.

Declaro, por fim, ter total conhecimento e compreensão das punições decorrentes da prática de plágio, através das sanções civis previstas na lei do direito autoral<sup>1</sup> e criminais previstas no Código Penal<sup>2</sup>, além das cominações administrativas e acadêmicas que poderão resultar em reprovação no Trabalho de Conclusão de Curso.

Juiz de Fora, 07 de junho de 2016.

Washington Cavallho Tricote Resende  
NOME LEGÍVEL DO ALUNO (A)

201171024  
Matrícula

Washington Tricote Resende  
ASSINATURA

088638966-66  
CPF

<sup>1</sup> LEI N° 9.610, DE 19 DE FEVEREIRO DE 1998. Altera, atualiza e consolida a legislação sobre direitos autorais e dá outras providências.

<sup>2</sup> Art. 184. Violar direitos de autor e os que lhe são conexos: Pena - detenção, de 3 (três) meses a 1 (um) ano, ou multa.