

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS**  
**DIEGO FELLIPE RODRIGUES DA SILVA**

**ESTUDO DE FENÔMENOS DE CORROSÃO NO AÇO UNS S41003 SOLDADO**  
**PELO PROCESSO MIG**

**ITABIRA**

**2023**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS**  
**DIEGO FELLIPE RODRIGUES DA SILVA**

**ESTUDO DE FENÔMENOS DE CORROSÃO NO AÇO UNS S41003 SOLDADO  
PELO PROCESSO MIG**

Dissertação de mestrado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais como parte dos requisitos para obtenção do título de mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Desenvolvimento, processamento e caracterização de materiais.

Orientador: Prof. Dr. José Carlos de Lacerda

Coorientador: Prof. Dr. Ricardo Luiz Perez Teixeira

**Itabira**

**2023**

## DEDICATÓRIA

Dedico às minhas filhas, Eva e Lia, que nasceram durante a realização deste trabalho.

## AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo seu cuidado e amor em todos os dias da minha vida.

A minha esposa Cátia Silva Costa Rodrigues pelo apoio e paciência.

Ao Prof. Dr. José Carlos de Lacerda, pela dedicação, apoio, incentivo e inspiração durante a realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Ricardo Luiz Perez Teixeira, pelo apoio e disposição na realização deste trabalho.

Ao amigo André Gomes Rocha, pela parceria durante a realização dos ensaios e redação do trabalho.

Aos técnicos de laboratórios da Unifei Itabira: Jordânio Samuel Siqueira, Remisson Crisostomo Do Carmo Junior e Jadson Amaro Ribeiro pelo apoio na realização de ensaios e preparação de corpos de prova.

Ao instrutor Messias Maciel da Silva, do Instituto do Inox da Empresa Aperam (Timóteo, MG), pelo apoio na realização das soldas.

À Empresa Pedreira Um Valemix (Timóteo, MG), pela doação de amostras do aço UNS S41003 utilizado na pesquisa.

Ao Grupo de Pesquisa em Metais – MetalsGroup UNIFEI, pela inspiração na concepção do tema dessa pesquisa.

## RESUMO

O objetivo deste trabalho foi estudar o efeito da soldagem MIG (*metal inert gas*) sob as propriedades de resistência à corrosão de um aço UNS S41003. As soldagens foram realizadas em dois níveis diferentes de energia e, após, foram realizados ensaios de caracterização microestrutural, tração, microdureza Vickers, ferritoscopia, e polarização potenciodinâmica. Foram realizados também ensaios de corrosão sob tensão (CST) e de polarização de duplo loop (DL-EPR). A partir dos ensaios de polarização potenciodinâmica, observou-se um menor potencial de pite na zona termicamente afetada (ZTA) das soldas, tanto na solda de alta energia (AE) como na solda de baixa energia (BE). Foi observado um pronunciado crescimento de grão da ferrita na ZTA das soldas tendo nos seus contornos de grãos a presença de agulhas de martensita. Na zona fundida (ZF) a microestrutura foi constituída por austenita, proveniente do metal de adição (AISI 309LSi), com ilhas de ferrita delta oriundas da diluição do metal base (UNS S41003). A ZTA apresentou menores valores de potencial de pite em relação ao MB. Foram encontrados altos valores de  $i_r/i_a$  na ZF, MB e ZTA, indicando susceptibilidade a corrosão intergranular. Foi evidenciada maior susceptibilidade a CST na ZTA em relação a ZF e MB.

Palavras-chave: UNS S41003, soldagem, sensitização, corrosão sob tensão, potencial de pite, DL-EPR.

## ABSTRACT

The aim of this study was to investigate how MIG (metal inert gas) welding impacts the corrosion resistance properties of UNS S41003 steel. The welds were performed with two energy levels. After welding, microstructural characterization, tensile, Vickers microhardness, ferritoscopy, and potentiodynamic polarization tests, were performed. Stress corrosion crack (SCC) and double-loop polarization (DL-EPR) tests were also carried out. From the potentiodynamic polarization tests, a lower pitting potential was observed in the heat affected zone (HAZ) of both welds: high energy weld (HE) and low energy weld (LE). A pronounced ferrite grain growth was observed in the HAZ of the welds, with the presence of martensite needles in their grain boundaries. In the fused zone (FZ), the microstructure was constituted by austenite, derived from the filler metal (AISI 309LSi), with islands of delta ferrite derived from the dilution of the base metal (UNS S41003). The HAZ exhibited lower pitting potential values compared to the BM. High values of  $i_r/i_a$  were found in the FZ, BM, and HAZ, indicating susceptibility to intergranular corrosion. Greater susceptibility to stress corrosion cracking (SCC) was evidenced in the HAZ compared to the FZ and BM.

Keywords: UNS S41003, welding, sensitization, stress corrosion crack, pitting potential, DL-EPR.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Formação da camada passiva nos aços inoxidáveis.....	19
Figura 2 - Diagrama de Schaeffler .....	22
Figura 3 – Simulação pelo <i>Thermo-Calc</i> das fases em equilíbrio do aço UNS S41003. ....	25
Figura 4 – Processo de soldagem MIG.....	28
Figura 5 – Modos de transferência do metal de solda pelo processo MIG. ....	28
Figura 6 – Correlação entre corrente de transição, material do arame e seu diâmetro.....	30
Figura 7 – Perfil típico de cordões de solda feitos com diferentes gases e misturas.....	30
Figura 8 – Configuração típica de uma instalação para soldagem MIG. ....	31
Figura 9 – Região de sensitização na microestrutura de um aço inoxidável. O empobrecimento do cromo no contorno do grão propicia a corrosão intergranular. ....	35
Figura 10 – Efeito do teor de carbono nas condições de sensitização.....	36
Figura 11: Efeito da tensão no tempo de falha de um aço inoxidável UNS S41003 em uma solução de NaCl 3,5%.....	39
Figura 12 – Fluxograma dos procedimentos experimentais.....	40
Figura 13 – Mesa de solda experimental.....	42
Figura 14 – Equipamentos utilizados no processo de soldagem. (a) Indicador de corrente e tensão da máquina de solda; (b) Teclado remoto do controlador de deslocamento Tartílope V1.....	43
Figura 15 – Representação esquemática da junta de solda (dimensões em mm).....	44
Figura 16 – Corpos de prova usinados por eletroerosão. ....	45
Figura 17 – Corpo de prova para ensaio de tração (dimensões em mm).....	45
Figura 18 – Máquina universal de ensaio.....	46
Figura 19 – Microdurômetro <i>Wolpert Wilson 402 MVD</i> .....	46
Figura 20 – Localização da medição de microdureza nas soldas.....	47
Figura 21 –Ensaio de ferritoscopia.....	47
Figura 22 – Máquina de ensaio de corrosão sob tensão .....	48
Figura 23 – Arranjo esquemático para ensaio de polarização potenciodinâmica. (1) eletrodo de referência de calomelano; (2) corpo de prova; (3) contra eletrodo de platina; (4) eletrólito constituído por solução de cloreto de sódio NaCl. ....	49
Figura 24 – Corpos de prova para ensaios de polarização potenciodinâmica.....	49
Figura 25 – Diagrama tensão-deformação do aço UNS S41003 como recebido.....	52
Figura 26 - corpos de prova utilizados no ensaio de tração.....	52
Figura 27 – (a) Gráfico de linhas representando a variação da microdureza de alta e baixa energia, (b) ANOVA para o CP de baixa energia; (c) ANOVA para o CP de alta energia.....	54

Figura 28 - Resultados de ferritoscopia do UNS S41003, evidenciando a diferença do percentual de ferrita entre o metal base e as zonas fundidas da solda de alta e baixa energia.....	56
Figura 29 – Curvas de polarização potenciodinâmica da solda de baixa energia. ....	57
Figura 30 – Curvas de polarização potenciodinâmica da solda de alta energia.....	58
Figura 31 – Resultados de potenciais de corrosão e de pite das soldas.....	59
Figura 32 – Resultados de correntes de corrosão e de pite das soldas. ....	59
Figura 33 – Microestrutura da solda de alta energia: (a) regiões da solda; (b) região da ZF; (c) região do MB. MEV.....	61
Figura 34 – Microestrutura da solda de baixa energia: (a) regiões da solda; (b) região da ZF; .	61
Figura 35 – Microestrutura da zona fundida (FZ): (a) solda de baixa energia; (b) solda de alta energia. MEV.....	62
Figura 36 – Pites na solda de alta energia: (a) microestrutura da solda; (b) pites na ZF; (c) pites na ZTA; (d) pites no MB. MEV. ....	63
Figura 37 – Pites na solda de baixa energia: (a) microestrutura da solda; (b) pites na ZF; (c) pites na ZTA; (d) pites no MB. MEV. ....	63
Figura 38 - Curvas DL-EPR nas regiões da solda de baixa energia no aço inoxidável UNS S41003.....	64
Figura 39 – Comportamento de CST do aço UNS S41003 soldado com arame austenítico AISI 409LSi pelo processo MIG com baixa energia. (Meio: solução aquosa contendo 42% (em massa por volume) de $MgCl_2$ a $143^\circ C$ ). ....	66
Figura 40 - Microestrutura da solda de baixa energia na região próxima à fratura por CST: (a) Região da ZTA e MB (MEV); (b) Região da ZTA (MO). Ataque água régia.....	66
Figura 41 - Microfractografia de fratura por CST na solda de baixa energia. (MEV).....	67



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades físicas típicas do aço UNS S41003. ....	24
Tabela 2: Propriedades mecânicas típicas do aço UNS S41003. ....	24
Tabela 3: Faixa ótima para corrente de curto-circuito para alguns arames. ....	29
Tabela 4: Composição química típica do arame AISI 309LSi (%) ....	41
Tabela 5: Parâmetros de soldagem ....	43
Tabela 6: Resultados médios de resistência à tração do metal base. ....	53
Tabela 7 - Média, desvio padrão e erro para o ensaio de microdureza. ....	55
Tabela 8 - Média, desvio padrão e erro para Número de ferrita o ensaio de ferritoscopia. ....	56
Tabela 9: Resultados médios de parâmetros eletroquímicos das soldas. ....	59
Tabela 10: Valores de $I_r$ , $I_a$ e grau de sensitização ( $I_r/I_a$ ) nas regiões da solda de baixa energia do aço UNS S41003. ....	64

## LISTA DE SÍMBOLOS

°C	graus Célsius
µm	micrometro
A <sub>c1</sub>	temperatura inicial de transformação austenítica
A <sub>c3</sub>	temperatura final de transformação austenítica
Al	aluminio
AT	aporte térmico
cm <sup>3</sup>	centímetro cúbico
Co	cobalto
CO <sub>2</sub>	dióxido de carbono
Cr	cromo
Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	carboneto de cromo
Cr <sub>2</sub> N	nitreto de cromo
Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	óxido de cromo
Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	carboneto de cromo
CrNbN	nitreto de cromo e nióbio
CST	corrosão sob tensão
Cu	cobre
e	elétron
E*	potencial de corrosão
E <sub>cor</sub>	potencial de corrosão
E <sub>p</sub>	potencial de pite
Fe	ferro
Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	óxido de ferro
g	grama
GPa	Gigapascal
H	hidrogênio
H <sub>2</sub> O	umidade
HRB	hardness Rockwell B
I	corrente de soldagem;
i <sub>a</sub>	corrente de ativação
i <sub>cor</sub>	corrente de corrosão
i <sub>pite</sub>	corrente de pite
i <sub>r</sub>	corrente de reativação
J	Joule
k	Kelvin

m	metro
$M_{23}C_6$	carboneto de cromo
$MgCl_2$	cloreto de magnésio
Mn	manganês
Mo	molibdênio
MPa	Megapascal
NaCl	cloreto de sódio
Nb	nióbio
Ni	níquel
O <sub>2</sub>	oxigênio
Q <sub>a</sub>	curva anódica de varredura crescente
Q <sub>r</sub>	curva anódica de varredura reversa
S	enxofre
Si	silício
Ti	titânio
V	tensão do arco;
V	vanádio
v <sub>s</sub>	velocidade de deslocamento da tocha
W	watts
$\alpha$	ferrita
$\gamma$	austenita
$\delta$	ferrita delta
$\eta$	eficiência do processo
$\sigma$	fase sigma
$\epsilon_{max}$	porcentagem máxima de alongamento
$\sigma_{uts}$	limite máximo de resistência
$\sigma_y$	limite de escoamento

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABINOX	Associação brasileira do aço inox
AE	Alta energia
AISI	<i>American iron and steel institute</i>
ASM	<i>American society for materials</i>
ASTM	American society for testing and materials
BE	Baixa energia
CCC	Cúbica de corpo centrado
CFC	Cúbica de face centrada
CP	Corpo de prova
CST	Corrosão sob tensão
DBCP	distância bico de contato peça
DL-EPR	<i>double loop eletrochemical potenciokinetic reactivation</i>
EPR	<i>electrochemical potentiokinetic reactivation technique</i>
gf	grama-força
MB	Metal base
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MIG	Metal inert gas
PIB	Produto interno bruto
Proálcool	Programa nacional do álcool
SL-EPR	<i>Single loop eletrochemical potentiokinetic reactivation</i>
UNS	<i>Unified numbering system</i>
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>15</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS .....</b>	<b>18</b>
2.1	OBJETIVO GERAL .....	18
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	18
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>19</b>
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS .....	19
3.1.1	<i>Aços inoxidáveis austeníticos .....</i>	<i>20</i>
3.1.2	<i>Aços inoxidáveis martensíticos.....</i>	<i>20</i>
3.1.3	<i>Aços duplex.....</i>	<i>21</i>
3.1.4	<i>Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação .....</i>	<i>22</i>
3.1.5	<i>Aços inoxidáveis ferríticos.....</i>	<i>22</i>
3.1.6	<i>Processo de soldagem MIG.....</i>	<i>27</i>
3.1.7	<i>Aporte térmico.....</i>	<i>31</i>
3.2	MECANISMOS DE CORROSÃO .....	32
3.3	SENSITIZAÇÃO EM AÇOS INOXIDÁVEIS .....	34
3.4	POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA: POTENCIAL DE CORROSÃO E POTENCIAL DE PITE .....	37
3.5	CORROSÃO SOB TENSÃO - CST .....	38
3.6	EFEITO DA MICROESTRUTURA NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO .....	39
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>40</b>
4.1	MATERIAL .....	41
4.2	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS .....	41
4.2.1	<i>Soldagem dos corpos de prova.....</i>	<i>41</i>
4.2.2	<i>Preparação dos corpos de prova.....</i>	<i>44</i>
4.3	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL .....	45
4.3.1	<i>Ensaio de tração.....</i>	<i>45</i>
4.3.2	<i>Ensaio de microdureza .....</i>	<i>46</i>
4.3.3	<i>Ferritoscopia na região soldada.....</i>	<i>47</i>
4.3.4	<i>Caracterização Microestrutural.....</i>	<i>48</i>
4.3.5	<i>Ensaio de corrosão sob tensão (CST).....</i>	<i>48</i>
4.4	ENSAIOS DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA .....	48
4.4.1	<i>Ensaio de reativação potenciodinâmica de duplo loop (DL-EPR).....</i>	<i>50</i>
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>52</b>
5.1	RESULTADOS DE TRAÇÃO .....	52
5.2	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE MICRODUREZA .....	53

	14
5.3 RESULTADO DOS ENSAIOS DE FERRITOSCOPIA .....	56
5.4 POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA .....	57
5.5 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL NAS REGIÕES DAS SOLDAS .....	60
5.6 PITES NAS REGIÕES DAS SOLDAS .....	62
5.7 ENSAIO DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA DE DUPLO LOOP (DL-EPR).....	64
5.8 ENSAIO DE CORROSÃO SOB TENSÃO (CST).....	65
<b>6 CONCLUSÕES.....</b>	<b>68</b>
<b>7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>70</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são constituídos por um grupo de aços alta liga baseados em três sistemas composicionais: ferro-cromo, ferro-cromo-carbono e ferro-cromo-níquel. Um aço, para ser considerado inoxidável, deve conter, no mínimo, 10,5% em massa de cromo a fim de favorecer a formação de uma camada passiva contra a corrosão. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

É importante salientar que em alguns casos, mesmo aços inoxidáveis com teor de cromo acima 12% de cromo em massa, poderão sofrer corrosão localizada quando, por exemplo, expostos em condições extremas. Isso acontece geralmente quando, por exemplo, em regiões onde há defeitos, como insaturações, ou quando ocorre a reação do cromo com o carbono e/ou nitrogênio formando carbonetos e/ou carbonitretos de cromo. Quando isso ocorre há empobrecimento de cromo na matriz tornando-a susceptível à corrosão localizadas nas regiões adjacentes à formação dos precipitados citados (LIPPOLD; KOTECKI, 2005, WOLINEC 2003).

A corrosão pode ocorrer por diferentes mecanismos, tais como: por pite, intergranular, sob tensão, dentre outras formas. Essas formas de corrosão são influenciadas pelo ambiente corrosivo, condições metalúrgicas do material e condição de tensão aplicada etc. Complementando, os aços inoxidáveis com alto teor de cromo podem apresentar boa resistência à corrosão em altas temperaturas. Esta característica é acentuada pela presença de cromo na proporção entre 25% e 30% em massa. Esses aços inoxidáveis podem ser usados em temperaturas até próximas de 1000°C (LIPPOLD & KOTECKI, 2005).

Berthier, em 1821, foi o pioneiro na adição de cromo como elemento de liga no aço. Ele desenvolveu uma liga com 1,5% em massa de cromo para aplicações em cutelaria. Em 1897, Goldsmidt desenvolveu a técnica de produzir aços de baixo carbono para rolamentos. Entre 1904 e 1909, aços com adição de 13% a 17% em massa de cromo foram desenvolvidos na França e na Alemanha. Em 1913, Brearly lançou o primeiro lingote de aço inoxidável em escala comercial com a seguinte composição química em percentuais em massa: 0,24% de carbono, 0,2% de silício, 0,44% de manganês e 12,86% de cromo (PADILHA, 2002).

Aços inoxidáveis são amplamente utilizados na indústria sucroalcooleira, considerada como uma das mais importantes dentre os setores industriais brasileiros (APERAM, 2022). Este processo necessita e demanda de diversas soluções em aço-inoxidável, com destaque aos aços inoxidáveis ferríticos.

A indústria sucroalcooleira atingiu 1,5% do PIB Nacional nas Safras 2008 e 2009.. O setor é responsável por cerca de 4,3 milhões de empregos diretos e indiretos. O nível de investimento é de cerca de R\$ 8 bilhões a cada ano (DE ALBUQUERQUE; SANTA RITA; ROSÁRIO, 2012). Em 2019, o valor atingiu 2% do PIB (JORNAL DA CANA, 2019). A indústria sucroalcooleira

no Brasil iniciou-se ainda no século XVI, com o Brasil sendo o principal fornecedor de cana-de-açúcar do mundo.

O primeiro engenho foi instalado em 1532. A produção de cana-de-açúcar foi a principal geração de renda até o século XVII. O Brasil é o maior produtor de cana-de-açúcar do mundo e o maior produtor de etanol de cana-de-açúcar. Na década de 1970, o etanol obteve destaque devido ao Programa Nacional do Álcool (Proálcool), incentivado pela crise do petróleo (DE ALBUQUERQUE; SANTA RITA; ROSÁRIO, 2012).

Os aços inoxidáveis são usados em uma grande variedade de aplicações, como por exemplo: turbinas, geradores, indústria química, utensílios domésticos, indústria automotiva e indústrias farmacêutica, alimentícia, química e de petróleo. Especificamente no caso desse trabalho, o aço inoxidável UNS S41003 tem apresentado grande demanda de aplicação na indústria sucroalcooleira em substituição aos aços carbono (TAXELL & HUUSKONEN, 2022).

Conforme já mencionado no presente capítulo, o aço inoxidável ferrítico UNS S41003 tem aplicação bastante difundida na indústria sulcroalcooleira. Comparado com outros tipos de aços inoxidáveis, o aço UNS S41003 apresenta custo relativamente baixo (CECÍLIA *et al.*, 2020). Esse baixo custo se deve pelo não emprego de níquel e por ser a sua composição química no geral relativamente simples que os aços austeníticos. Por isso, ele foi introduzido no mercado brasileiro com o objetivo de ampliar sua aplicação.

O UNS S41003 tem sido empregado como uma boa alternativa de baixo custo em substituição ao aço carbono comum com as vantagens da maior resistência mecânica e resistência à corrosão. Essas características do aço UNS S41003 tem resultado em grande redução dos custos com transporte e em operação, em grande parte pela redução de peso das instalações, maior vida útil dos equipamentos e menores índices de manutenção, além de menor desgaste abrasivo e corrosão, comparados com o aço carbono (CARVALHO, 2019). Por tudo isso o aço inoxidável UNS S41003 tem tido grande aplicação em plantas na indústria sucroalcooleira, nos seguintes equipamentos: lateral do condutor de cana, lavadores de gases e taliscas de mesas transportadoras de cana (APERAM, 2022).

Partindo deste pressuposto, considera-se importante o desenvolvimento contínuo das aplicações do aço UNS S41003, em especial, do método de fabricação por soldagem. A soldagem MIG/MAG se destaca como um dos principais processos, para este tipo de aço, devido a vantagens como alta taxa de deposição, alta velocidade de soldagem, entre outras (ESAB, 2005).

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis ferríticos diminui consideravelmente após a soldagem, incluindo corrosão por pite e intergranular (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Sendo assim, é de grande importância o estudo do comportamento do aço UNS S41003 quanto a corrosão, principalmente após a soldagem.



Considerando o exposto, observa-se uma necessidade de se obter dados de resistência a corrosão dos aços inoxidáveis, em especial na sua condição como soldado. Não se encontram estudos robustos sobre as diferenças entre o comportamento de resistência a corrosão por pite, intergranular e corrosão sob tensão, analisando separadamente as regiões de soldagem. Também não se encontram dados sobre a influência da variação da energia de soldagem nestes parâmetros de corrosão, no aço em questão. Então, este trabalho busca fornecer os dados necessários, onde engenheiros e projetistas possam se apoiar para as melhores definições de aplicabilidade deste material, no que se refere a sua resistência a corrosão quando soldado.

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 Objetivo Geral

O presente trabalho teve como objetivo, estudar o efeito da soldagem MIG (*metal inert gas*), com duas energias, respectivamente, 47,8 J/mm e 23,9 J/mm, através do modo de transferência por spray, nas propriedades de resistência à corrosão intergranular, corrosão por pite e corrosão sob tensão de um aço UNS S41003.

### 2.2 Objetivos Específicos

Tendo em vista, o objetivo geral, supracitado, segue os objetivos específicos desenvolvidos no presente trabalho de mestrado.

- Levantamento das curvas de polarização potenciodinâmica das regiões soldadas: metal base (MB), zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA), visando a determinação de potenciais de pite e de corrosão.
- Aplicação da técnica eletroquímica de reativação potenciodinâmica DL-EPR (*double loop electrochemical potentiokinetic reactivation*), visando determinar o grau de sensitização do aço UNS S41003 nas regiões das soldas: metal base (MB), zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA).
- Realização de ensaios visando a identificação da intensidade da susceptibilidade à corrosão sob tensão do aço UNS S41003 após ter sido soldado.
- Correlação das propriedades de resistência à corrosão do aço UNS S41003 com as microestruturas obtidas nas regiões soldadas: metal base (MB), zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA).

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços Inoxidáveis

Aços inoxidáveis são ligas ferrosas que têm teor de carbono inferior a 1,2% em massa e que possuem teores de cromo superior a 10,5% em massa. O cromo propicia a formação de um fino filme de óxido de cromo, conhecido como camada de passivação, que possui espessura da ordem de nanômetros (GENTIL, 2011; WOLYNEC, 2013; TSUGE, 2021).

Os aços inoxidáveis podem ser divididos em aços ao cromo (ferríticos e martensíticos), cromo-níquel e cromo-manganês (austeníticos) (LACERDA, 2007). Há ainda os aços inoxidáveis duplex que combinam a existência das microestruturas austenita e ferrita em igual proporção e por último os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (PADILHA, 2002).

Ainda para Tsuge (2021), em todas as categorias de aços inoxidáveis, a sua resistência à corrosão é obtida por um filme ou camada passiva de óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) que se forma na sua superfície. Na Figura 1 é apresentada uma ilustração da existência de uma camada passiva em um aço inoxidável formada pela reação do cromo com um meio havendo a presença de oxigênio ( $\text{O}_2$ ) e/ou umidade ( $\text{H}_2\text{O}$ ). Muito embora os aços inoxidáveis apresentem elevada resistência à corrosão, havendo degradação do filme passivo, o mesmo pode se apresentar susceptível a algumas formas de corrosão, tais como: corrosão por pites, corrosão em frestas, corrosão sob tensão e corrosão intergranular.

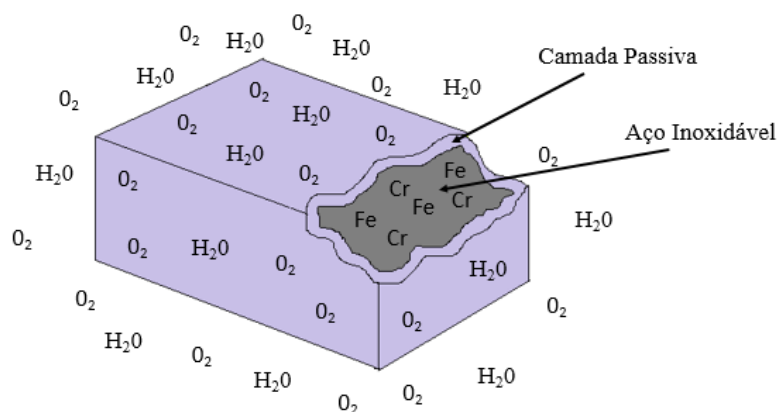


Figura 1 - Formação da camada passiva nos aços inoxidáveis.

Fonte: Dados do autor (2023).

### **3.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos**

Os aços inoxidáveis austeníticos se encontram na família dos aços das séries AISI tipo 3XX e 2XX, que correspondem, respectivamente, aos aços ferro-cromo-níquel e ferro-cromo-manganês. Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam estrutura cristalina típica da fase austenítica presente (a austenita é cúbica de face centrada ou CFC), mesmo em temperatura ambiente o que os torna como aços não magnéticos, estes aços inoxidáveis apresentam grande alongamento, em torno de 30 a 40%, excelente tenacidade, boa resistência à corrosão e alta resistência em altas temperaturas comparadas com os ferríticos. Esses aços são ainda recomendados para aplicações em baixas temperaturas devido à inexistência de transição dúctil-frágil quando submetido a impacto. (TSUGE, 2021).

Dentro desta temática, Lacerda (2007), afirma que os aços inoxidáveis austeníticos são ligas de ferro-cromo-níquel com uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Esses aços são conhecidos por sua excelente resistência à corrosão em vários meios corrosivos. Eles combinam o fato de não ser magnetizados, baixo limite de escoamento, alta resistência à tração e bom alongamento, proporcionando excelentes condições para trabalho a frio. Não são endurecidos por tratamento térmico, mas sua resistência à tração e dureza podem ser aumentadas por encruamento.

Ainda para Lacerda (2007) os aços inoxidáveis austeníticos, apresentam uma ampla faixa de propriedades mecânicas, o que os tornam uma boa alternativa em aplicações que necessitam de: boa ductilidade e resistência a altas e/ou baixas temperaturas, além de boa trabalhabilidade e soldabilidade, sendo que algumas destas propriedades citadas são resultados direto da adição de molibdênio. Por outro lado, o níquel (gamagêneo) estabiliza a fase austenítica, aumenta a resistência à corrosão, melhora a tenacidade e também a soldabilidade. O molibdênio (alfagêneo) estabiliza a fase ferrítica, aumenta a resistência mecânica e melhora a resistência à corrosão.

### **3.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos**

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas baseadas no sistema ternário ferro-cromo-carbono em que o teor de cromo está entre 11,5% e 18% (p/p), carbono está entre 0,1% e 0,25% (p/p) podendo chegar a até 1,2% (p/p). Esses aços levam esse nome por apresentarem uma estrutura predominantemente martensítica na temperatura ambiente, que resulta da transformação austenítica, mesmo em baixas taxas de resfriamento (PADILHA, 2002). Algumas

ligas podem conter pequenas quantidades de molibdênio, vanádio e tungstênio para aumentar a resistência em altas temperaturas pela formação de carbonetos (CARVALHO, 2022).

Os aços inoxidáveis martensíticos passam pela mesma sequência de tratamento térmico que os aços carbono: temperados e revenidos para aumentar a resistência mecânica sem comprometer a ductilidade e a tenacidade. O nível de resistência alcançado depende principalmente do teor de carbono, podendo atingir limite de escoamento em torno de até 1900 MPa. A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis martensíticos é menor que a de outros tipos de aços inoxidáveis. Por isso, os aços inoxidáveis martensíticos não são recomendados para aplicações em ambientes agressivos (PADILHA, 2002).

### 3.1.3 Aços duplex

Os aços inoxidáveis duplex surgiram na Europa (basicamente na Suécia e na França) por volta do ano de 1930, com o objetivo de substituir os aços inoxidáveis austeníticos. Dos estudos de Bain e Griffith, em 1927, reportam-se os primeiros resultados que mencionam o aparecimento de uma liga bifásica (AZEVEDO, 2019; WANG 2021). Dentro deste contexto, Padilha (2002) cita que os aços inoxidáveis duplex apresentam grande resistência a corrosão sob tensão, comparado principalmente aos austeníticos. Os aços inoxidáveis duplex têm teor de cromo em torno de 22% (p/p) na sua composição química, por outro lado, o baixo teor de níquel e carbono ~~que~~ é compensado pela adição de nitrogênio, e em algumas condições pode também conter molibdênio e tungstênio.

Estes tipos de aços também são possíveis de serem identificados com o auxílio do diagrama de Schaeffler, conforme a Figura 2. Este diagrama é útil para visualizar o equilíbrio entre o níquel (formador de austenita), e o cromo (formador de ferrita e martensita). O diagrama também é utilizado para processos de soldagem, indicando as fases que persistem após o resfriamento para a temperatura ambiente em taxas consistentes com a fabricação (ASM INTERNATIONAL., 2005).

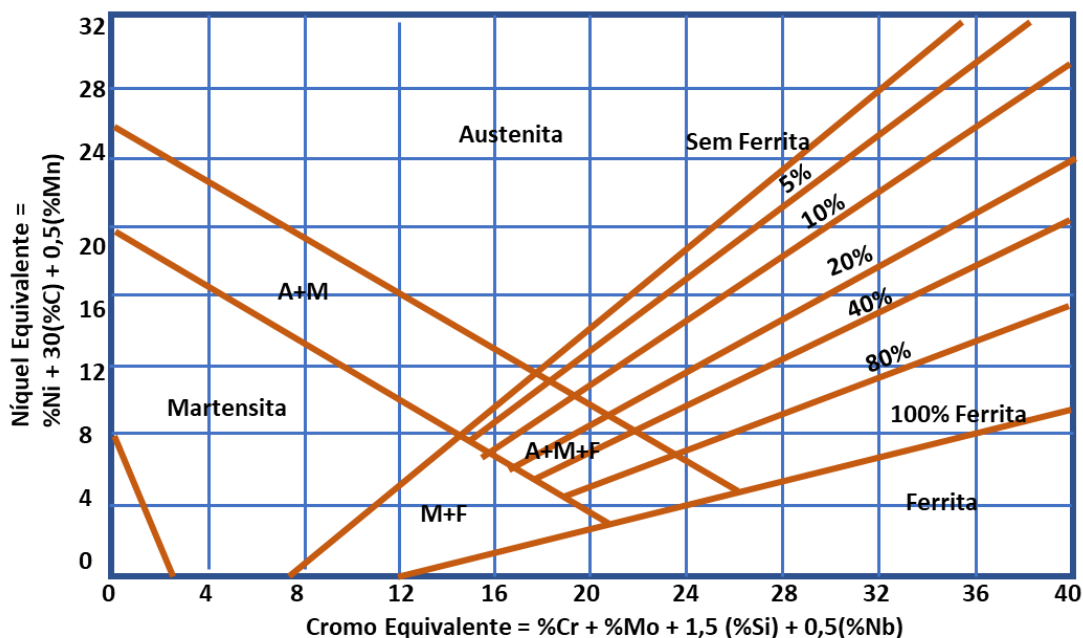


Figura 2 - Diagrama de Schaeffler

Fonte: Adaptado de ASM International, 2023.

### 3.1.4 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação são classificados de acordo com o tipo de microestrutura produzida pelo tratamento térmico de solubilização: austenita, semi-austenita e martensita. Segundo Padilha (2002). Nos aços semi-austeníticos, a austenita torna-se martensita por tratamento térmico. Quase todos os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação são de baixo carbono (com teor inferior à 0,1% em massa) e níquel com teor entre 4 e 8%. A liga UNS S66286 é provavelmente o aço inoxidável austenítico e endurecido por precipitação mais conhecido. É uma liga do tipo Fe-15%Cr-25%Ni-1,25%Mo-2%Ti-0,3%Al. O tratamento de envelhecimento é realizado a cerca de 700°C. Nesse aço há a precipitação de compostos intermetálicos ricos em níquel, titânio e alumínio (PADILHA, 2002).

### 3.1.5 Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são uma classe de material bastante versáteis, uma vez que são amplamente utilizados em peças para automóveis, partes ou todo de vasos de pressão, equipamentos e ferramentas de mineração, sistemas para geração de energia dentre outras aplicações. Comparado com os aços inoxidáveis austeníticos, possuem boa conformabilidade, boa resistência à oxidação em altas temperaturas e menor preço. Os aços inoxidáveis ferríticos

também possuem excelente resistência à corrosão sob tensão, corrosão por pite e corrosão em fresta (GUPTA *et al.*, 2021).

Os aços inoxidáveis ferríticos têm estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), são dúcteis e usináveis, com alongamento a tração em torno de 20% a 30% e apresentam moderada tenacidade. Estes aços são, também, conhecidos como os da família AISI tipo 4XX, sendo que aqueles com os menores teores de cromo são o UNS S40900 e o UNS S40910. Já o aço inoxidável ferrítico que apresentam elevado teor de cromo (16% em peso) são os da classe UNS S43000. O aço inoxidável ferrítico UNS S43000 têm uma vasta gama de aplicações, como utensílios domésticos, indústria automotiva, petroquímica, entre outros. Os aços inoxidáveis ferríticos UNS S43035, UNS S44400, UNS S44627, UNS S44735 e UNS S40910 são considerados como aços inoxidáveis ferríticos de alta pureza devido ao seu processo de fabricação. Os aços inoxidáveis ferríticos têm tendência ao comprometimento das propriedades de resistência mecânica e de resistência à corrosão na região da zona termicamente afetada por solda (ZTA). Isso ocorre devido à susceptibilidade desses aços ao crescimento de grão e formação de carbonetos de cromo em altas temperaturas. Como medida de controle desse efeito é limitado o teor de carbono abaixo de 0,03% em massa e adicionados titânio e/ou nióbio como estabilizadores da ferrita (TSUGE, 2021).

#### **3.1.5.1 Aço inoxidável UNS S41003**

O UNS S41003 ou AISI 410D é um aço inoxidável ferrítico com composição química relativamente simples (APERAM, 2022). Este aço apresenta baixo teor de cromo e de outros elementos de liga em comparação com outros aços inoxidáveis. Quando comparado com o aço carbono comum, o UNS S41003 possui maior resistência mecânica à tração, boa soldabilidade e boa resistência à corrosão em ambientes corrosivos. Devido à sua maior resistência, as espessuras de chapas podem ser reduzidas em até 50% em muitas aplicações quando empregados em substituição aos aços carbono. A composição química simples do aço UNS S41003, implicando em baixo custo de produção, associado com as suas boas características de resistência mecânica e de corrosão, tornam esse aço altamente competitivo em substituição aos aços carbono (DE FARIA *et al.*, 2020).

O aço inoxidável UNS S41003 possui excelente resistência em ambientes corrosivos e abrasivos. Nesse caso, o seu uso aumenta consideravelmente a vida útil dos equipamentos e reduz custos com combustível (menor peso) e custos com manutenção (menor desgaste).

Todas essas qualidades, combinadas com menor custo fazem do aço inoxidável UNS S41003 uma excelente opção para substituir materiais usados em aplicações estruturais como aço carbono, galvanizado ou aluminizado (KAINTH; SINGH; SINGH, 2022). O aço UNS S41003 por possuir estrutura ferrítica, pode ser dobrado, cortado, conformado e soldado por processos convencionais para aço inoxidável (APERAM, 2022). Na Tabela 1 e na Tabela 2 são apresentadas, respectivamente, as principais propriedades físicas e propriedades mecânicas típicas do aço UNS S41003.

Tabela 1: Propriedades físicas típicas do aço UNS S41003.

Densidade	Módulo de Elasticidade	Coeficiente de expansão Térmica Médio		Condutividade Térmica a 100°C	Calor Específico	Resistividade Elétrica	Faixa de Fusão
		de 0°C até 100°C	de 0°C até 538°C				
7,7 g/cm <sup>3</sup>	220 GPa	10,4 μm/m.°C	10,4 μm/m.°C	30 W/m.k	430 J/kg.K	570 nW.m	1480°C a 1530°C

Fonte: APERAM, 2022.

Tabela 2: Propriedades mecânicas típicas do aço UNS S41003.

Limite de Escoamento 0,2% (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza HRB
340	480	30	80

Fonte: APERAM, 2022.

O aço UNS S41003 tem cromo em torno de 11%, e outros estabilizadores de ferrita na sua composição química. Entretanto, a possibilidade de se produzir uma estrutura composta por duas fases, ferrita e martensita, que se assemelha a um duplex, porém, sem sua composição típica, é um bom atrativo para se ampliar o uso comercial deste aço. Aços especiais de duas fases são considerados uma ótima alternativa, principalmente pela sua combinação de conformabilidade e resistência mecânica (DE FARIA *et al.*, 2020).

No diagrama de fases mostrado na Figura 3, obtido utilizando-se do software *ThermoCalc* para o UNS S41003, pode-se observar as formações das fases através do seu aquecimento e resfriamento em condição de equilíbrio. No eixo horizontal da Figura 2 está representada a temperatura de aquecimento, enquanto no eixo vertical estão representadas as frações em massa



presentes no aço. Em temperaturas acima de aproximadamente 1280°C, ocorre a presença de ferrita delta ( $\delta$ ) na fração em massa de 100%. Em um processo de resfriamento em equilíbrio, abaixo da temperatura de aproximadamente 1280°C, ocorre a presença de austenita, ainda em frações muito pequenas. Abaixo da temperatura de aproximadamente 1160°C até 900°C, encontra-se a completa transformação austenítica. Em temperaturas abaixo de 900°C, inicia-se a precipitação de fases de titânio, nióbio e nitretos, em pequenas frações. Na temperatura de aproximadamente 840°C, apresenta-se a temperatura final de transformação austenítica ( $A_{C3}$ ). Abaixando essa temperatura pode-se observar o crescimento de frações de ferrita. Neste ponto, observa-se também a formação de nitreto de cromo na sua forma mais estável,  $Cr_2N$ . Na temperatura de aproximadamente 760°C, ocorre o início de transformação austenítica ( $A_{C1}$ ). Em aproximadamente 750°C ocorre o início da precipitação fase Z de nitretos de cromo e nióbio ( $CrNbN$ ). Aproximadamente nesta temperatura observa-se o aparecimento do carbeto de cromo ( $Cr_{23}C_6$ ), porém ainda em menor quantidade. A presença deste carbeto de cromo está associada ao fenômeno da sensitização, que será tratado posteriormente.

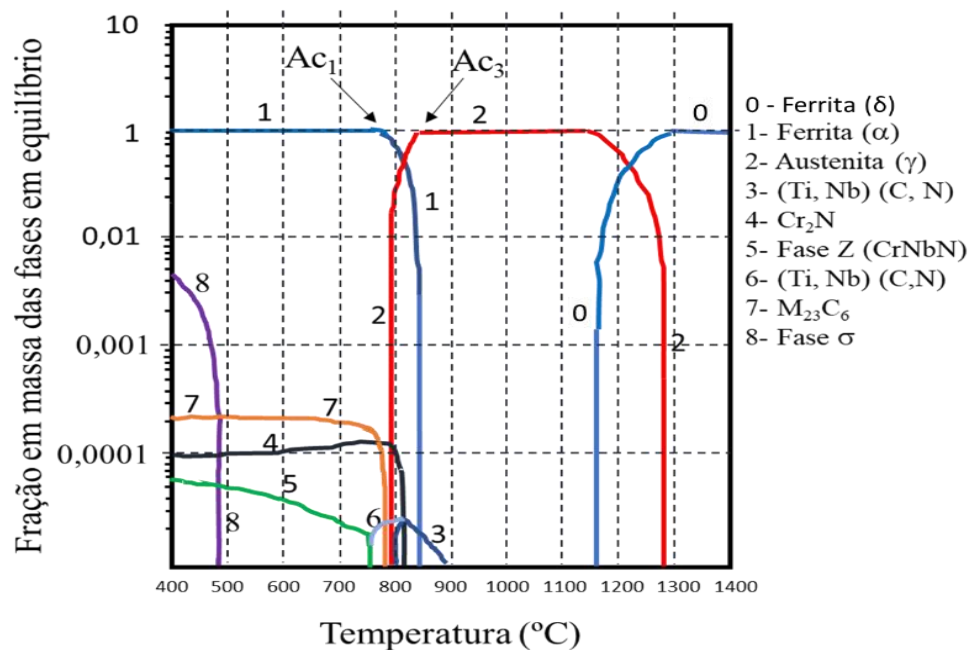


Figura 3 – Simulação pelo *Thermo-Calc* das fases em equilíbrio do aço UNS S41003.

Composição química, % em massa: C (0,013); Mn (0,581); Si(0,449);

P(0,028); S(0,001); S( 0,001); Cr(11,097); Ni(0,426); Nb(0,009);

Co(0,017); Cu(0,021); Ti(0,002); V(0,022); Mo(0,012); N(1,81).

Fonte: Adaptado de Faria *et al.*, 2020.

Os aços de duas fases são normalmente obtidos pelo recozimento intercrítico de uma estrutura perlítica e/ou ferrítica. Nesse caso do aço UNS S41003, ele deve ser inicialmente aquecido entre as temperaturas de início ( $A_{C1}$ ) e final ( $A_{C3}$ ) da transformação austenítica (Figura

3). É possível dessa forma austenitizar parcialmente a microestrutura de acordo com a temperatura e tempo. Assim, mediante resfriamento rápido se pode-se obter transformação da austenita em martensítica. Por este tratamento térmico obtém-se um aço com duas fases: uma martensita e outra formada pela ferrita não transformada.

Considerando-se que a martensita é uma fase de alta resistência mecânica, pode-se afirmar que diferenças entre as frações volumétricas de ferrita e martensita afetam diretamente as propriedades mecânicas dos aços que passaram por esta transformação microestrutural. Conforme o exposto, dependendo da temperatura de tratamento térmico entre  $A_{C1}$  e  $A_{C3}$  pode-se obter diferentes frações volumétricas das fases martensita e ferrita no aço (DE FARIA *et al.*, 2020).

A presença destas fases ferrítica e martensítica promove uma microestrutura no aço que combina ductilidade, resistência e propriedades mecânicas similares a materiais compósitos. Neste caso, a resistência mecânica é controlada pelo volume de martensita, enquanto a ductilidade é favorecida pela presença da matriz de ferrítica. Há que se considerar ainda nas propriedades mecânicas do aço a influência da morfologia da distribuição das ilhas de martensita na microestrutura (DE FARIA *et al.*, 2020).

Os aços UNS S41003 tem sido amplamente testado e utilizado em usinas sucroalcooleiras. Pode ser aplicado nos transportadores de cana, evaporadores, difusores, caldeiras, chaminés e lavadores de gases. O aço UNS S41003 também tem sido utilizado em processamento de minerais, tratamento de águas, colunas de destilação na indústria de petróleo, silos para cereais e pisos industriais (APERAM, 2022).

O aço inoxidável UNS S41003 apresenta excelente comportamento em ambientes onde se encontram corrosão e abrasão combinados, aumentando a vida útil, em comparação ao aço carbono comum. O emprego deste aço reduz os índices e custos de manutenção, aumentando a vida útil dos equipamentos.

De acordo com a Abinox (2019), o aço UNS S41003 apresenta a combinação perfeita para uso em balão de caminhões betoneira. Nesse caso, a sua substituição no lugar do aço carbono comum estende entre 2,5 e 3,5 vezes a vida útil. Além disso, proporciona a redução do peso dos equipamentos pela menor seção resistente. Outra vantagem é a resistência à corrosão e a abrasão, aumentando a vida útil do conjunto. Outra melhoria observada é redução das paradas de manutenção. Para efeito comparativo, a manutenção das facas utilizadas nos balões, feitas em aço carbono ASTM A36 acontece a cada 4 anos ou 24 mil m<sup>3</sup> de produção de concreto. Com a substituição do aço ASTM A36 pelo aço UNS S41003, esta manutenção é prevista para 12 anos que equivale a aproximadamente ou 72 mil m<sup>3</sup> de produção de concreto.

A utilização do aço inoxidável UNS S41003 é altamente recomendada na mineração e na construção civil, principalmente pelo extenso uso de água. A utilização desse aço traz benefícios como aumento na vida útil, aumento na confiabilidade dos equipamentos, redução de custo com paradas para manutenção, aumento na eficiência e menor aderência do material, facilitando a limpeza (ABINOX, 2019).

Segundo Nunes *et al.* (2020), a possibilidade de obtenção de duas fases no aço UNS S41003 o torna mais competitivo para muitas aplicações. O aço UNS 41003 é susceptível a transformação martensítica, sendo que sua estrutura em conjunto com a ferrita pode propiciar uma boa combinação de ductilidade e resistência mecânica.

Com relação ao uso do aço UNS S41003 na indústria sucroalcooleira, tem-se desenvolvido estudos sobre a sua utilização nas etapas de transporte da cana. No processo, a cana-de-açúcar é trazida até uma mesa alimentadora e logo depois transferida para uma esteira metálica. Nesse processamento há um ambiente propício à corrosão devido à presença da umidade da cana-de-açúcar, além da abrasão proveniente dos detritos vindos juntamente com a cana. Além disso, a presença de micropartículas nas folhas promove elevado desgaste. Na esteira metálica por onde a cana é transportada há as taliscas que são afixadas por parafusos. O desgaste na região dos parafusos, conhecido como *fretting*, pode gerar parada da esteira. Com a aplicação do aço UNS S41003 em substituição ao aço carbono comum, esse tipo de desgaste diminuiu muito, tendo contribuído para a diminuição de 30% a 40% de sua espessura original das taliscas, gerando economia em peso, consumo de combustível e aumento da vida útil dos componentes. (APERAM, 2022).

### **3.1.6 Processo de soldagem MIG**

A soldagem a arco com proteção gasosa inerte, conhecida pela sigla MIG (*Metal Inert Gas*), é um processo de soldagem onde o aquecimento das peças metálicas é obtido por um arco elétrico gerado entre um eletrodo (arame de solda) e as peças a serem unidas. Neste processo, um gás ou uma mistura de gases inertes são responsáveis pela proteção da região de solda contra contaminações. Os gases inertes utilizados no processo MIG normalmente são o argônio, o hélio ou, às vezes diferentes misturas em diferentes proporções dos gases supracitados, sendo que a configuração descrita pode ser observada na Figura 4. (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

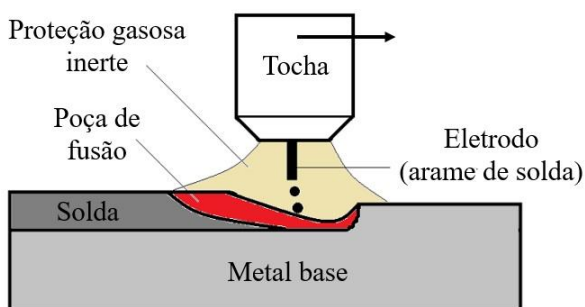


Figura 4 – Processo de soldagem MIG.

Fonte: Adaptado de Marques, Modenesi e Bracarense, 2011.

A soldagem MIG é um processo geralmente semiautomático, onde o arame de solda é alimentado constantemente utilizando sistemas eletromecânicos do próprio equipamento. O operador se encarrega apenas de iniciar e encerrar o processo mediante acionamento de um gatilho e o posicionamento da tocha. Nesse caso, o arco é mantido constante pelo sistema de alimentação do arame de solda pela máquina (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

De acordo com Lacerda (2007), este processo é muito empregado em soldas executadas nos aços inoxidáveis devido a sua grande eficiência e pela formação de atmosfera protetora na região soldada, evitando principalmente a contaminação por hidrogênio. A soldagem MIG, em relação aos demais processos de soldagem, possui uma série de vantagens, como: execução de soldas em todas as posições; não produzir escória; apresentar alta taxa de deposição; alta produtividade; alta velocidade de soldagem; menor distorção da peça soldada; reduzida perda de arame (ESAB, 2005). Além disso, soldas produzidas pelo processo MIG são as que apresentam melhor tenacidade, estanqueidade e resistência à propagação de trincas quando comparado com demais tipos de soldagens (LACERDA, 2007). Com relação aos modos de transferência do metal no processo MIG, são identificados três tipos: curto-circuito (*short-arc*), globular (*globular*) e aerossol (*spray-arc*), conforme pode ser observado na Figura 5 (ESAB, 2005).

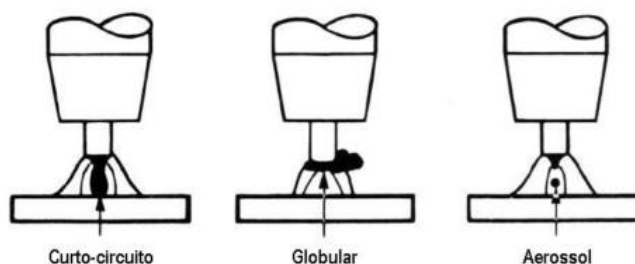


Figura 5 – Modos de transferência do metal de solda pelo processo MIG.

Fonte: Adaptado de ESAB, 2005.

Na transferência por curto-circuito, o metal fundido, ou seja, gota formada na ponta do arame, toca a poça de fusão havendo nesse instante interrupção do arco que volta a se reestabelecer quando o metal cai na poça de fusão e se descola do arame. Assim, nesse processo há transferência metálica intermitente na frequência do curto-circuito ocorrido. Nesse caso a poça de fusão que se solidifica muito rapidamente. Esse modo de transferência proporciona distorção mínima da peça devido ao menor calor imposto. Neste processo, o arame e a peça entram em curto-circuito de 20 a 200 vezes por segundo (ESAB, 2005). No momento em que o arame se encontra com a poça de fusão, atinge-se a corrente de curto-circuito. Quando este valor alto de corrente é atingido, o metal é transferido. Este processo ocorre particularmente em soldagens com baixas correntes. A Tabela 3 exemplifica os diâmetros mais comuns de arames com a corrente de soldagem para obtenção da transferência por curto-circuito.

Tabela 3: Faixa ótima para corrente de curto-circuito para alguns arames.

Diâmetro do arame mm	Corrente de soldagem	
	Mínima	Máxima
0,76	50	150
0,89	75	175
1,1	100	225

Fonte: ESAB (2005).

A transferência globular ocorre quando se aumenta a tensão e a corrente acima dos valores recomendados, ocorrendo a transferência do material através do arco, diferente do processo por curto-circuito (ESAB,2005).

O processo de transferência por aerossol (*spray-arc*) ocorre pelo aumento da corrente e tensão de soldagem acima de um valor conhecido como corrente de transição. Esta corrente de transição depende do metal do arame, de seu diâmetro e do gás de proteção. Na transferência por aerossol (*spray-arc*) o arco se apresenta bastante estável e praticamente há ausência de respingos, além do cordão se apresentar bastante regular (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Na Figura 6 pode ser observada a correlação existente entre o diâmetro do arame, o material a ser soldado e a corrente de transição esperada.

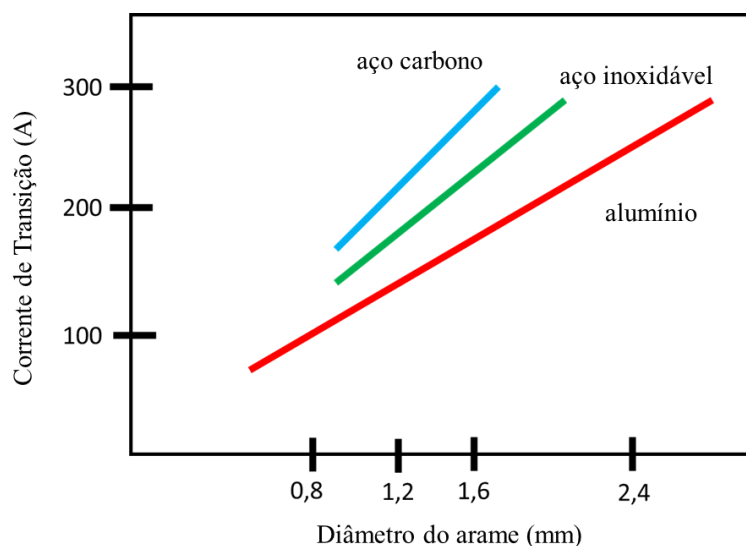


Figura 6 – Correlação entre corrente de transição, material do arame e seu diâmetro.  
Fonte: Adaptado de Lacerda, 2005.

O perfil do cordão de solda é influenciado pelo gás de proteção utilizado. Como exemplo, pode ser observado na Figura 7 que a presença de  $\text{CO}_2$  favorece a penetração da solda. No processo MIG, a atmosfera é geralmente formada por argônio ou hélio, puros ou com mais de 2% de  $\text{O}_2$ . (LACERDA, 2007).

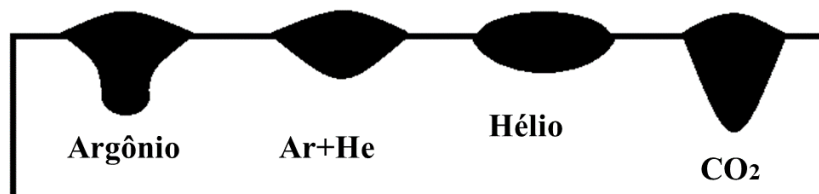


Figura 7 – Perfil típico de cordões de solda feitos com diferentes gases e misturas.  
Fonte: Adaptado de Marques, Modenesi e Bracarense, 2005.

O equipamento para soldagem MIG pode ser manual ou automatizado. No processo manual, a movimentação da tocha que produz a solda é realizada pelo soldador. Neste caso, é necessário apenas a tocha de soldagem, o alimentador arame, a fonte de energia e o sistema de abastecimento do gás de proteção.

O processo de soldagem MIG é realizado com a utilização de corrente contínua e polaridade normalmente do tipo inversa. Na polaridade inversa o polo positivo é conectado à tocha e o negativo à peça (ESAB, 2005). Na Figura 8 apresenta-se desenho esquemático dos elementos de uma instalação para soldagem pelo processo MIG.

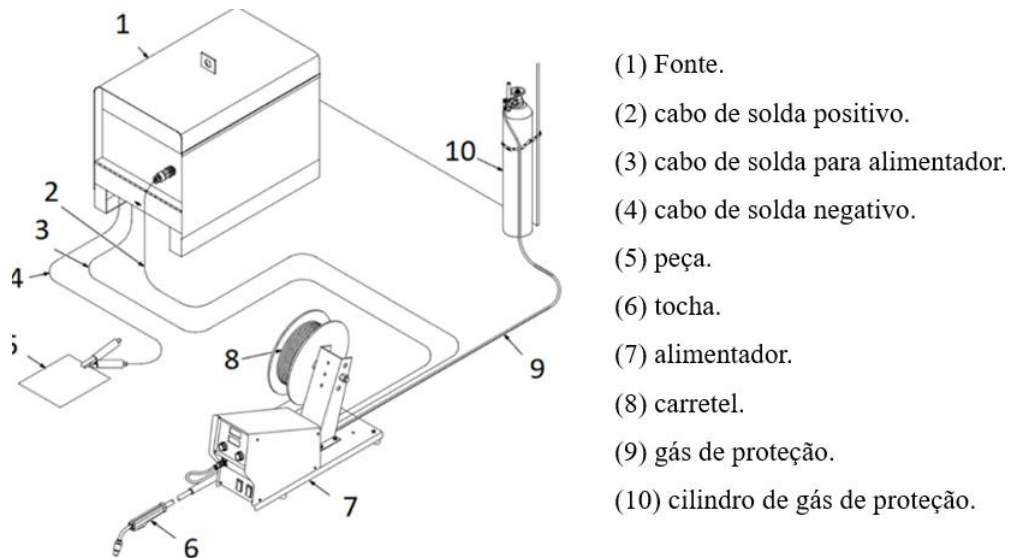


Figura 8 – Configuração típica de uma instalação para soldagem MIG.

Fonte: Adaptado de Miller, 2018.

### 3.1.7 Aporte térmico

O aporte térmico é a denominação da quantidade de calor ou energia que o processo de soldagem pode fornecer para a peça que está sendo soldada, mais especificamente na região da solda. Na determinação do aporte térmico considera-se a velocidade de deslocamento da tocha, a corrente e a tensão de soldagem empregadas e a eficiência do processo (VIDEIRA, 2016). A microestrutura resultante na região de solda está muito correlacionada com taxa de resfriamento que ocorre ao longo do processo de soldagem e a composição química do material.

Essa taxa de resfriamento, por sua vez, está correlacionada com o aporte térmico aplicado pela solda, dimensões da peça e condutividade térmica do material (LACERDA, 2007). O aumento do aporte térmico implica em menor taxa de resfriamento. Principalmente nos aços ferríticos, baixas taxas de resfriamento favorecem ao crescimento de grão na zona termicamente afetada pela solda (ZTA). A granulometria grosseira na ZTA torna o material mais frágil nessa região contribuindo para a sua maior susceptibilidade à propagação de trincas. Com isso há redução de sua tenacidade. Resumindo, de acordo com Lacerda (2007), as microestruturas da ZF e da ZTA de uma solda dependem diretamente da composição química do material e do ciclo térmico produzido pelo aporte térmico associado com dimensões da peça soldada. O aporte térmico pode ser calculado pela Equação 1:

$$AT = \eta \cdot \frac{V \cdot I}{v_s} \quad (1)$$

( $AT$  - aporte térmico;  $\eta$  - eficiência do processo;  $V$  - tensão do arco;  $I$  - corrente de soldagem;  $v_s$  - velocidade de deslocamento da tocha).

O calor produzido pelo processo de soldagem também pode ser determinado em termos de aporte térmico por comprimento soldado (KJ/cm) utilizando-se a Equação 2.

$$H = \eta \cdot \frac{V \cdot I \cdot 60}{v_s \cdot 1000} \quad (2)$$

[Unidades:  $H$  (J/cm);  $I$  (Ampère);  $v_s$  (mm/mm);  $\eta$  (valor unitário)].

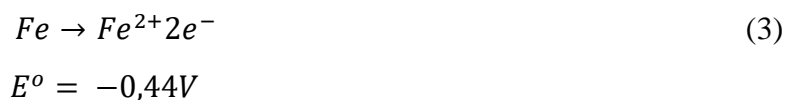
### 3.2 Mecanismos de corrosão

A corrosão pode ser definida como a deterioração por ação química ou eletroquímica na materiais (na maioria das vezes metálicos) podendo em alguns casos estar associada a esforços mecânicos (GENTIL, 2011). Segundo Wolyneec (2013), os mecanismos de corrosão podem ser agrupados em:

- Corrosão em meios aquosos;
- Oxidação e corrosão a quente;
- Corrosão em meios orgânicos;
- Corrosão por metais líquidos.

Considera-se que a corrosão em meios aquosos é a de maior incidência, com uma taxa de ocorrência de 90%, haja visto que a própria corrosão atmosférica ocorre pela condensação de umidade (WOLYNEC, 2013).

Gentil (2011), cita três conceitos para explicar o fenômeno de oxirredução sendo: (a) a oxidação é definida como o ganho de oxigênio por uma substância; (b) a oxirredução ocorre pela perda e ganho de elétrons entre espécimes químicas (Equação 3); (c) em termos de número de oxidação, onde ocorre o aumento o seu aumento.

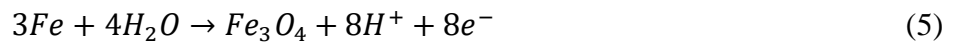


A Equação 3 trata-se de uma reação anódica, citada por Wolyneec (2013), na qual ocorre uma reação de oxidação, considerando os elétrons como produto da reação. Na presença de um meio aquoso, pode ocorrer uma reação de redução (Equação 4), que nesse caso é uma reação catódica, pois os elétrons são reagentes na reação.





Wolyneć (2013), ao explicar a experiência da gota salina de Evans, cita a formação de uma película passiva, através da Equação 5, que é uma película de óxido formada pela elevação do pH. Na região da formação desta película o metal praticamente não é corroído. A Equação 5 pode ser considerada como reação de passivação.



Lacerda (2015), lista as principais formas de corrosão em aços inoxidáveis:

- Corrosão por pite.
- Corrosão em frestas.
- Corrosão intergranular.
- Corrosão sob tensão.

A corrosão por pite é conhecida por apresentar um ataque concentrado em metais que apresentam camada de passivação, como os aços inoxidáveis e as ligas de alumínio dentre outras. Este fenômeno ocorre em meios com potencial de eletrodo igual ou superior ao potencial de pite  $E_p$  (WOLYNEC, 2013).

A corrosão em frestas assemelha-se a corrosão do tipo localizada por pite, porém apresentando diferenciações nas suas formas. A corrosão por frestas acontece geralmente devido à existência de algum líquido em uma fresta.

A corrosão do tipo intergranular caracteriza-se por uma corrosão seletiva no contorno dos grãos, motivada por variações na composição química e/ou na microestrutura do material nas adjacências dos contornos de grãos. Essas variações podem ser produzidas por reações que ocorrem em altas temperaturas em certos de aços inoxidáveis, por exemplo, tornando-os sanitizados (GENTIL, 2011).

A corrosão sob tensão é um fenômeno que está associado com a fragilização dos aços inoxidáveis quando estão sob tensão em meio corrosivo contendo íons cloreto.

### 3.3 Sensitização em aços inoxidáveis

O termo sensitização é utilizado para descrever a condição metalúrgica que leva à corrosão intergranular (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). O fenômeno da sensitização nos aços inoxidáveis ocorre quando, em um meio corrosivo específico, devido à formação de precipitados ricos em cromo, nas proximidades de contornos de grãos há um empobrecimento de cromo deixando o aço susceptível à corrosão nessas regiões (LACERDA, 2015). Na sensitização de aços inoxidáveis ocorre a precipitação de carbeto de cromo, nitreto e carbonitreto de cromo, além de outras fases intermetálicas como fase  $\alpha'$ , fase  $\sigma$  e fase  $\chi$ . Esta redução de cromo ocorre próximo aos contornos de grão e causa a redução da sua resistência a corrosão.

A corrosão intergranular é um ataque seletivo que se propaga através dos contornos de grãos de aços inoxidáveis considerados sanitizáveis. A corrosão intergranular é um ataque localizado e extremamente difícil de ser quantificado, principalmente devido à mínima perda de massa e pequena dimensão da região atacada (LADSLAV *et. al.*, 2013). A precipitação de carbonetos e fases podem promover a sensitização de aços inoxidáveis tornando-os susceptíveis a corrosão intergranular (TAVARES *et. al.*, 2010).

Conforme já reportado, a sensitização refere-se à precipitação de carbonetos de cromo na região de contorno de grãos, resultando no empobrecimento de cromo (BAKSHAYESH *et al.*, 2022). A sensitização é a redução localizada de resistência a corrosão que ocorre majoritariamente em aços inoxidáveis austeníticos quando são resfriados lentamente desde suas temperaturas de recozimento (aproximadamente 1100°C) ou reaquecidos, na faixa de 550°C a 850°C.

Os carbonetos associados à sensitização são do tipo ricos em cromo, tais como o  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  (Figura 9) e o  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , que se forma ao longo do contorno de grão (TOO, 2002). Uma das explicações para o fenômeno da sensitização é que durante a precipitação dos carbonetos, o carbono intersticial se difunde rapidamente para a região do contorno do grão. O cromo se difunde muito mais lentamente que o carbono, resultando em uma zona empobrecida de cromo na região do contorno do grão. Quando a corrosão intergranular se propaga ao longo do contorno do grão até a superfície do material, pode ocorrer a quebra dos grãos, gerando perda de massa (LACERDA, 2021). O empobrecimento localizado de cromo em teores abaixo dos 11% a 12%, nas adjacências dos contornos de grãos, produz uma inevitável perda de resistência à corrosão nessa região, conforme ilustra na Figura 9.

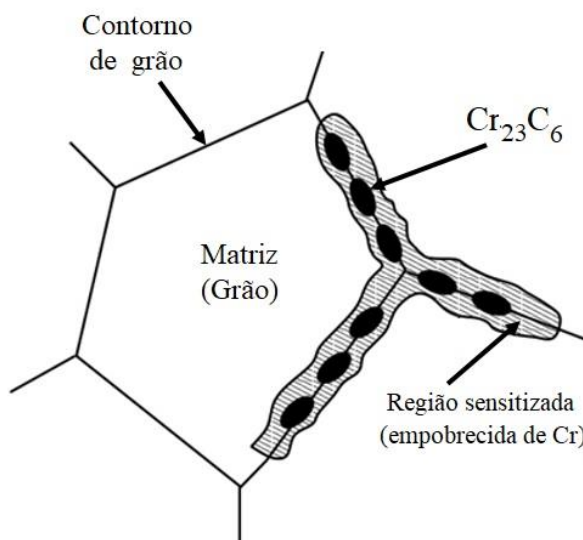


Figura 9 – Região de sensibilização na microestrutura de um aço inoxidável. O empobrecimento do cromo no contorno do grão propicia a corrosão intergranular.

Fonte: adaptado de Too, 2002.

Nos processos de soldagem de aços inoxidáveis, nas zonas termicamente afetada (ZTA) que são aquecidas em temperaturas de sensibilização entre 550°C a 850°C, pode ocorrer a sensibilização e o conseqüente empobrecimento de cromo, tornando a região dos contornos de grãos susceptíveis à corrosão (KOKAWA *et al.*, 2007).

A sensibilização de um aço inoxidável pode ser revertida pela dessensibilização, retornando o aço à sua condição original de resistência à corrosão. Essa dessensibilização pode ser obtida por tratamento térmico por um longo período na faixa de temperatura em que foi ocasionada a sensibilização. Nesse caso, a recuperação da resistência a corrosão ocorre devido ao favorecimento do aumento do teor cromo nas regiões empobrecidas desse elemento (região sensibilizada) pela difusão de cromo de regiões mais distantes dos contornos de grãos que se encontram no interior da matriz (WANG *et al.*, 2016).

Além da forma anteriormente apresentada para se reverter a sensibilização, que é por tratamento térmico de normalização, há ainda o processo de adição de elementos formadores de carbonetos. O titânio e o nióbio são muito utilizados como formadores de carbonetos. Esses elementos quando adicionados aos aços inoxidáveis inibem a formação de carbonetos de cromo e estabilizam o aço inoxidável. A inibição desses elementos à formação de carbonetos de cromo é devido à sua maior afinidade em reagir com o carbono em comparação com o cromo. A redução do teor de carbono também é uma forma de inibir a sensibilização.

Na Figura 10, pode-se observar a duas curvas que representam a faixa de temperatura que induz a formação de carbonetos de cromo, com teores de carbono entre 0,15% e 0,05%,

respectivamente. Nesse caso, fica claro que o tempo necessário para iniciar a sensitização é maior quanto menor for o teor de carbono do aço inoxidável (TOO, 2002).

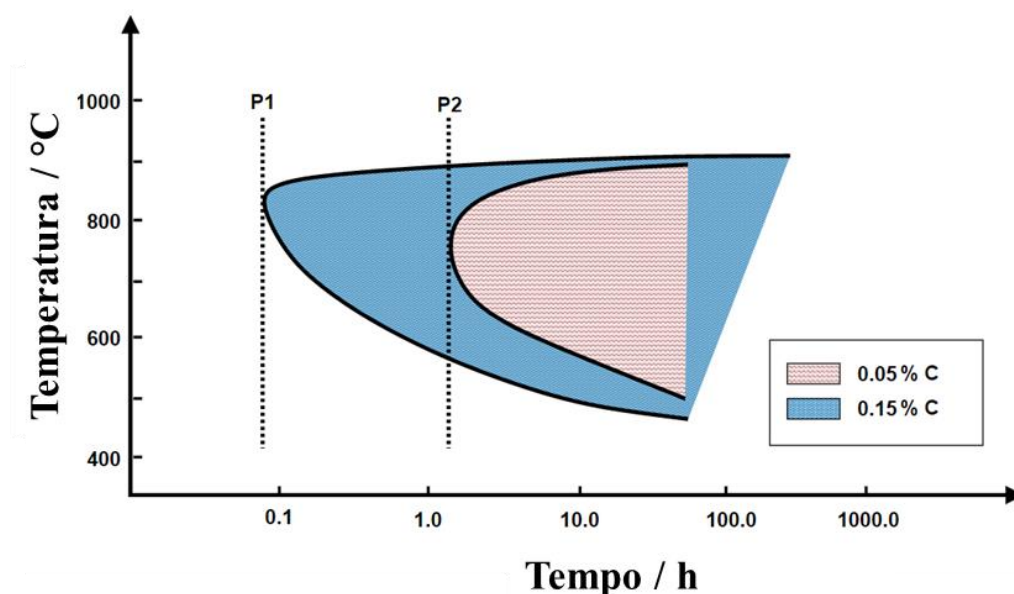


Figura 10 – Efeito do teor de carbono nas condições de sensibilização.

Fonte: Adaptado de Too, 2003.

A determinação do grau de susceptibilidade à corrosão intergranular dos aços inoxidáveis pode ser feita através da técnica eletroquímica de reativação potenciocinética, que é conhecida como técnica EPR (*electrochemical potentiokinetic reactivation technique*). As três versões deste ensaio são a de ciclo simples, ciclo duplo e simplificada (WOLYNEC, 2013). A técnica mais comum para avaliação do grau de sensibilização em aços inoxidáveis é técnica de reativação potenciodinâmica de duplo loop (DL-EPR). Esta avaliação é quantitativa e, geralmente, não-destrutiva (BAKSHAYESH *et al.*, 2022).

Os carbonetos de cromo são os precipitados que possuem maior relação com o fenômeno da corrosão intergranular nos aços inoxidáveis. A formação de carbonetos de cromo ocorre por difusão e se concentra principalmente nos contornos de grão do material. Com essa difusão localizada há o empobrecimento de cromo nas adjacências do contorno de grão. Essa região empobrecida de cromo torna-se anódica na presença de um eletrólito (SHUCAI *et al.*, 2017). O empobrecimento de cromo é a teoria mais aceita para explicação da sensibilização dos aços inoxidáveis.

O ensaio de reativação eletroquímica potenciodinâmica (EPR) foi desenvolvido por Cihal *et al.* em 1969 e continua até os dias atuais sendo o método mais comum para avaliar a susceptibilidade a corrosão intergranular nos aços inoxidáveis. O ensaio EPR é tipicamente utilizado de duas formas: reativação eletroquímica potenciodinâmica de ciclo único (SL-EPR) e

reativação eletroquímica potenciodinâmica de ciclo duplo (DL-EPR) (JUFENG *et al.*, 2013). Em geral, o ensaio SL-EPR possui algumas desvantagens quando comparado ao ensaio DL-EPR. Na maioria das vezes os ensaios SL-EPR não apresentam resultados satisfatórios em materiais que apresentam precipitados finos, além de exigir um polimento extremamente fino na superfície do material (1  $\mu\text{m}$ ) (KIOSHY *et al.*, 2013). Sendo assim, o ensaio DL-EPR se tornou mais utilizado em estudos para avaliação da sensitização em aços inoxidáveis (JUFENG *et al.*, 2013; e Assis *et al.*, 2013).

O ensaio DL-EPR é conduzido utilizando-se um potenciostato conectado a uma célula contendo três eletrodos sendo eles o eletrodo de trabalho (amostra), um eletrodo de referência e um contra eletrodo (SHUCAI *et al.*, 2017). O método consiste na realização de uma varredura anódica que começa no potencial de circuito aberto indo até um determinado potencial na zona passiva do material. Após esta etapa segue-se varredura reversa até o retorno ao potencial de circuito aberto (WOLYNEC, 2013). Dependendo da microestrutura do material, dois picos de corrente são observados durante o ciclo: um pico na direção anódica de varredura crescente ( $i_a$  – corrente de ativação) e um pico na direção reversa ( $i_r$  – corrente de reativação). O grau de sensitização dos aços, pode ser obtido pela razão  $i_r/i_a$  e/ou pela razão entre as áreas sob as curvas anódica de varredura reversa ( $Q_r$ ) e de varredura crescente ( $Q_a$ ). Quanto mais próxima a razão  $i_r/i_a$  de 1, maior será o grau de sensitização de uma determinada liga metálica, isto é, maior será a sua susceptibilidade à corrosão intergranular. Neste caso quanto maior o valor da corrente de reativação ( $i_r$ ) menor será a estabilidade do filme protetor e, portanto, maior a susceptibilidade para corrosão localizada.

### 3.4 Polarização Potenciodinâmica: potencial de corrosão e potencial de pite

A técnica para determinação do potencial de corrosão e potencial de pite é denominada polarização potenciodinâmica. Este ensaio geralmente é feito em solução aquosa com 3,5% a 4% em massa de NaCl. Nesse ensaio é feito o levantamento da curva de polarização na direção anódica. A curva de polarização normalmente é traçada iniciando-se em 100 mV abaixo do potencial de corrosão  $E^*$  (região catódica) com taxa de 0,167 mV/s. Inicialmente a densidade de corrente apresenta-se muito baixa, entre  $10^{-6}$  e  $10^{-5}$  A/cm<sup>2</sup>. Ao se atingir o potencial de pite  $E_p$  ocorre um aumento na densidade de corrente. Portanto, a análise cuidadosa das curvas de polarização potenciodinâmica permitirá se determinar, em seus pontos de inflexão, o  $E^*$  e o  $E_p$ , bem como as regiões ativa, passiva e transpassiva nas curvas obtidas, de acordo com o tipo de metal analisado.

### 3.5 Corrosão sob tensão - CST

A corrosão sob tensão é um fenômeno que ocorre pela combinação de três fatores: material susceptível à corrosão sob tensão (materiais que apresentam camada passiva), tensões mecânicas e meio. A combinação desses fatores promove a nucleação e propagação de trincas no material em um determinado tempo (LACERDA, 2015). Os aços inoxidáveis são susceptíveis aos mecanismos de corrosão sob tensão. O resultado da CST é normalmente uma fratura frágil, diferentemente da corrosão generalizada que ocorre nos aços carbono. A melhoria de propriedades de resistência à corrosão sob tensão de aços inoxidáveis pode ser obtida por meio da microestrutura do aço, condições ambientais e nível de tensão aplicada (MING *et al.*, 2022).

O aquecimento produzido por soldagem pode causar sensibilização e formação de fases intermetálicas na ZTA. O aumento desse nível de aquecimento por soldagem pode tornar a região de solda de aços inoxidáveis, principalmente a ZTA, susceptível à corrosão intergranular, corrosão por pite, e corrosão sob tensão. Além disso a soldagem de aço inoxidável pode promover tensões residuais internas que podem influenciar no agravamento da corrosão sob tensão. (ASM INTERNATIONAL, 2005).

Os aços inoxidáveis são particularmente vulneráveis corrosão sob tensão em ambientes com a presença de íons de cloro. Aumento de temperatura e presença de oxigênio tende a agravar o fenômeno. Até mesmo os aços inoxidáveis austeníticos, como o AISI 304 e AISI 316 apresentam algum grau de susceptibilidade à corrosão sob tensão na presença de íons de cloro. Esses aços normalmente apresentam boa resistência à corrosão em meio com baixa concentração de cloreto de sódio (NaCl). Porém, na presença de cloreto de magnésio (MgCl<sub>2</sub>) podem apresentar fissura e até mesmo fraturas por corrosão sob tensão. A corrosão sob tensão é de difícil identificação inicial, porém a sua ocorrência pode levar a fratura frágil catastrófica de um aço inoxidável (ASM INTERNATIONAL, 2005).

Como relata Gouda e El-Sayed (1983), o aço inoxidável UNS S41003 é passível de sofrer corrosão sob tensão em meios com íons de cloro. Nesse tipo de meio a polarização anódica acelera o fenômeno. Íons de amônia também se apresentam agressivos na corrosão sob tensão do aço UNS S41003. A fragilização por hidrogênio também pode estar associada ao processo de fratura neste caso.

Dois mecanismos principais são propostos para explicar o fenômeno de corrosão sob tensão (CST) observado em aços inoxidáveis martensíticos em soluções de cloreto. O primeiro mecanismo está associado à dissolução anódica que ocorre seguindo um caminho suscetível pré-existente na matriz do material. Esse mecanismo resulta na propagação da trinca, levando à falha estrutural. O segundo mecanismo é denominado CST assistido por hidrogênio, ou fragilização por hidrogênio. Esse mecanismo é controlado pelo processo de absorção de hidrogênio atômico

pelo metal nas áreas catódicas, seguido por fratura frágil induzida por hidrogênio. Ambos os mecanismos devem ser considerados durante a avaliação da susceptibilidade de aços inoxidáveis martensíticos à CST em meio contendo cloreto (GOUDA; EL-SOBKI; SAYED, 1982).

Estudos apontam que, em aços inoxidáveis com teor mássico de 12% de Cr em soluções de cloreto, trincas de CST podem se nuclear em pites que se formam em locais de inclusões presentes na matriz do material (WOLYNEC, 2013). Trincas que se formam nesses pites, em princípio, tendem a se propagar em direção normal às tensões de tração. Posteriormente, de forma gradual, tendem para evoluir em trincas intergranulares que se desenvolvem ao longo dos contornos de grão orientados favoravelmente. (GOUDA; EL-SAYED, 1983).

### 3.6 Efeito da microestrutura na resistência à corrosão

A resistência à corrosão de aços inoxidáveis tem correção como a microestrutura do aço. No gráfico da Figura 10, apresenta-se a evidente diminuição do tempo de falha do aço UNS S41003 na condição temperado comparado com o mesmo aço na condição recozido. Pode-se observar ainda na Figura 10 a redução do tempo de falha na medida em que se aumenta a tensão aplicada ao material em todas as condições de microestrutura existente.

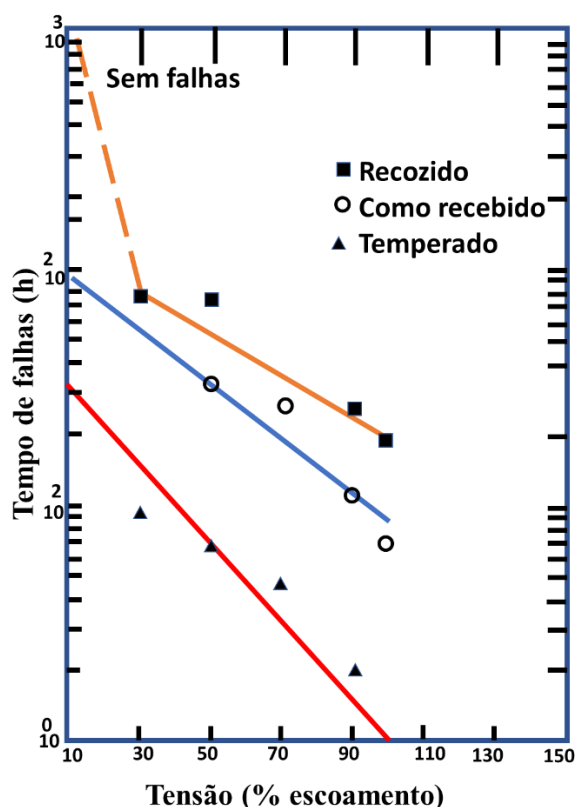


Figura 11: Efeito da tensão no tempo de falha de um aço inoxidável UNS S41003 em uma solução de NaCl 3,5%.

Fonte: Adaptado de Gouda, 1983.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Os procedimentos experimentais seguiram as etapas apresentadas no fluxograma da Figura 12. Inicialmente, foi realizada a preparação das juntas de solda, nas dimensões predeterminadas. Após, foram preparados dois corpos de solda (CP), sendo um deles soldado com alta energia e o outro soldado com baixa energia. Então, foi realizado o corte de três CPs para realização dos ensaios para caracterização microestrutural, três CPs para realização dos ensaios de polarização potenciodinâmica na ZTA. Adicionalmente, outros três CPs foram preparados para realização dos ensaios de polarização potenciodinâmica da ZF e, por fim, três CPs para realização dos ensaios de corrosão sob tensão.

Posteriormente, foi realizado a caracterização mecânica do material a partir dos ensaios de tração, microdureza e ferritoscopia. Para visualização da microestrutura, foi realizado o ataque com água régia. Após a etapa de caracterização, foi realizado os ensaios de corrosão sob tensão e de polarização potenciodinâmica de duplo loop DL-EPR, utilizando célula eletrolítica e potenciostato. Ao final, foi realizada a análise dos resultados com micrografias obtidas com MEV.

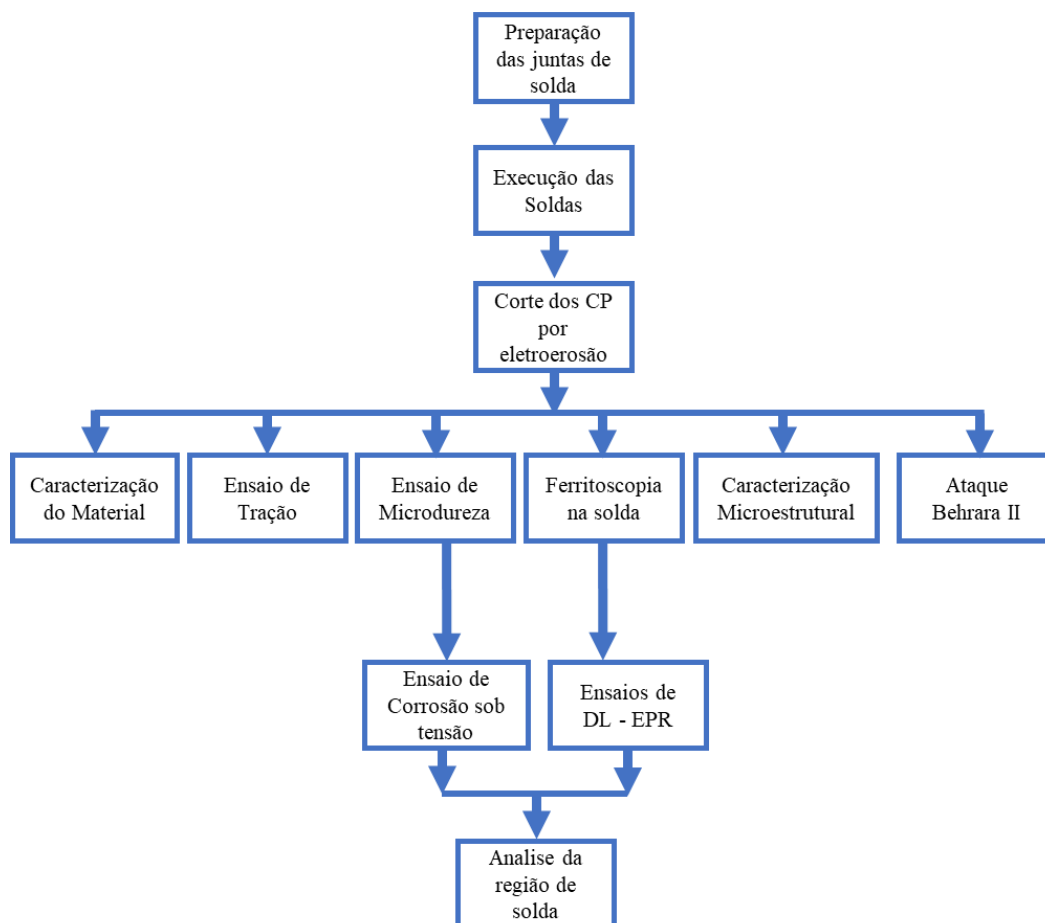


Figura 12 – Fluxograma dos procedimentos experimentais.

Fonte: Dados do autor (2023).



## 4.1 Material

O metal base utilizado para as soldagens foi o aço inoxidável ferrítico UNS S41003 sob a forma chapas nas dimensões de 200 mm x 150 mm x 4,75mm. Na Tabela 3 apresenta-se a composição química do aço em questão. O material foi doado pela Empresa Pedreira Um Valemix localizado na cidade de Timóteo no Estado de Minas Gerais e as análises de composição química do UNS S41003 foram realizadas no Centro de Pesquisas da APERAM *South America*, também localizado na cidade de Timóteo no Estado de Minas Gerais, utilizando um analisador de carbono CS-400 e um espectrômetro de emissão óptica ARL 4460.

Tabela 3 - Composição química do aço UNS S41003 (% em massa).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Co	N
0,01%	0,55%	0,53%	0,03%	0,00%	11,01%	0,31%	0,02%	0,06%	0,02%	130 ppm

Fonte: APERAM, 2022.

As soldagens foram realizadas utilizando-se arame austenítico do tipo AISI 309LSi com diâmetro de 0,9 mm, cuja composição química típica é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4: Composição química típica do arame AISI 309LSi (%)

C	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	P	S	Cu
<0,03	23 a 25	12 a 14	1 a 2	<1	0,65 a 1	<0,45	<0,03	<0,75

Fonte: *Weld-Inox* soldas especiais, 2023.

O arame AISI 309LSi foi escolhido visando proporcionar uma zona fundida (ZF) rica em fração volumétrica de austenita a fim de se obter maior tenacidade nessa região (LACERDA, 2007). A presença de austenita na ZF além de conferir maior tenacidade visa inibir o crescimento de ferrita diluída nesta região.

## 4.2 Procedimentos experimentais

### 4.2.1 Soldagem dos corpos de prova

Foram executadas a soldagem de dois corpos de prova: um com alta energia (47,8 J/mm) e o outro com baixa energia (23,9 J/mm). Foi utilizado a metodologia aplicada por Lacerda

(2007). As soldagens foram realizadas utilizando-se o processo de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa inerte (MIG) argônio com a adição de 2% de oxigênio. A escolha do gás de proteção foi para a obtenção do método de transferência por aerossol (*spray*) (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2005).

As soldagens foram realizadas no Instituto do Inox da Fundação Aperam, localizado na cidade de Timóteo, MG. Na Figura 13, apresenta-se imagem da mesa de solda experimental utilizada. A mesa de soldagem utilizada é dotada de sistema de fixação do metal base, cobre junta com refrigeração, ajuste de *stick-out* (distância do bico de contato peça) e sistema automático de deslocamento da tocha com velocidade constante. As soldagens foram realizadas em uma máquina modelo Smashweld-316, marca Esab.

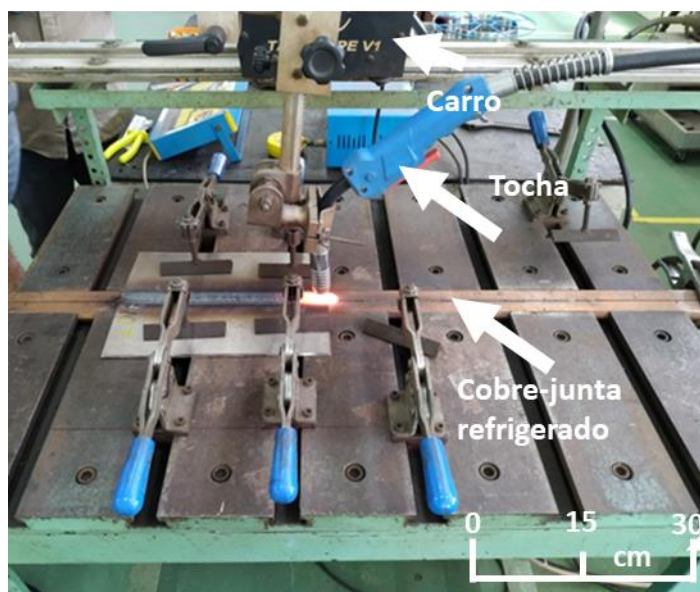


Figura 13 – Mesa de solda experimental.  
Fonte: Dados do autor (2023).

Na Tabela 5 são apresentados os parâmetros de soldagens utilizados nas condições de energia de soldagem. A obtenção dos dois níveis de energia de solda ocorreu pela variação apenas da velocidade de deslocamento da tocha, tendo sido mantidos constantes todos os outros parâmetros. A opção por esse procedimento foi devido à maior facilidade de se obter os valores de energias previstos. As soldagens foram realizadas em amostras do aço UNS S41003 em forma de chapas laminadas a frio nas dimensões de 200 mm x 150 mm x 4,75 mm. O metal de adição utilizado foi do tipo austenítico AISI 309 LSi com diâmetro de 0,9 mm.

Tabela 5: Parâmetros de soldagem

Energia de Soldagem (J/cm)	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de alimentação do arame (mm/s)	Velocidade da tocha (mm/min)	Vazão do gás (l;min)	DBCP*
Alta (47,8)	24,4	196	200	100	17	25
Baixa (23,9)	24,4	196	200	200	17	25

\*Distância Bico de Contato Peça (*Stick-out*).

Fonte: Dados do autor (2023).

Durante o processo de soldagem, foram tomadas precauções para garantir a correta obtenção dos dados realizados durante a soldagem. A tensão e a corrente foram monitoradas utilizando-se do mostrador digital da própria máquina de solda, conforme Figura 14. A velocidade de deslocamento do arame foi monitorada através do alimentador acoplado a máquina. A velocidade de deslocamento do carro de solda foi monitorada através do sistema de deslocamento automático de solda Tartílope V1 da fabricante IMC, conforme Figura 14.



Figura 14 – Equipamentos utilizados no processo de soldagem. (a) Indicador de corrente e tensão da máquina de solda; (b) Teclado remoto do controlador de deslocamento Tartílope V1.

Fonte: Dados do autor (2023).

O DBCP (*stick-out*) foi regulado pelo sistema engrenagem-cremalheira do cabeçote de sustentação da tocha sendo auxiliado pelo uso de um paquímetro. A vazão do gás foi medida utilizando-se um fluxômetro de esfera portátil.

Antes das soldagens, as chapas de UNS S41003 receberam limpeza com acetona, visando eliminar quaisquer contaminações por óleo, graxa ou quaisquer outras impurezas provenientes de manuseio ou processamentos anteriores. A soldagem foi realizada utilizando juntas de topo

plana, conforme Figura 15. As extremidades da amostra soldada foram descartadas no comprimento de 30mm, para eliminar possíveis defeitos. A dimensão da fresta foi de 4mm. Foram retiradas, da região central do corpo de prova soldado, os corpos de prova para os demais ensaios.

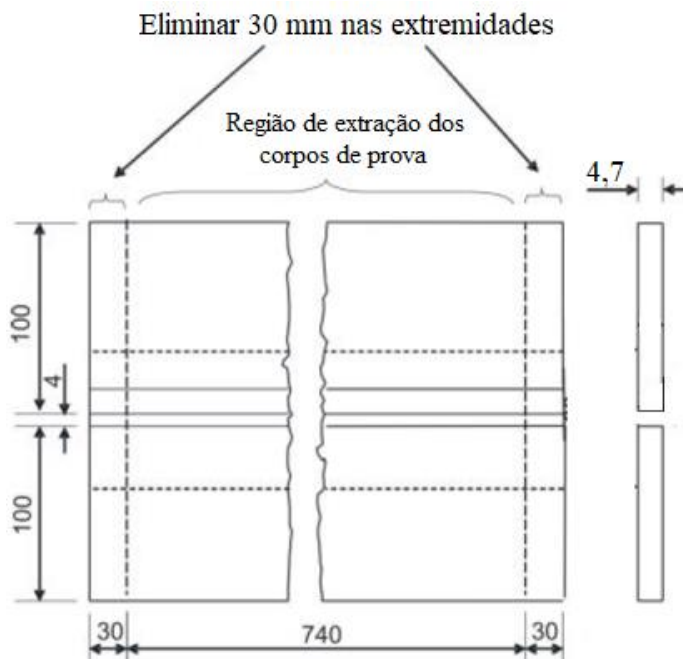


Figura 15 – Representação esquemática da junta de solda (dimensões em mm).

Fonte: Dados do autor (2023).

#### 4.2.2 Preparação dos corpos de prova

Os Corpos de Prova (CP) produzidos a partir do material objeto de estudo, para ensaio de tração, corrosão sob tensão e polarização potenciodinâmica foram cortados no laboratório de usinagem da UNIFEI (Campus Itabira). As amostras de aço foram cortadas por eletroerosão a frio, por corte a fio de molibdênio, modelo EURO FW2,

Na Figura 16 são apresentadas imagens dos corpos de prova destinados aos seguintes ensaios: (1) CP para ensaio de corrosão sob tensão; (2) CP para polarização potenciodinâmica no Metal de Base (MB); (3) CP para ensaio de tração; (4) CP para ensaio de polarização potenciodinâmica na ZTA. Foram realizados 3 ensaios de tração, 3 ensaios de polarização potenciodinâmica e 3 ensaios de corrosão sob tensão (LACERDA, 2015).

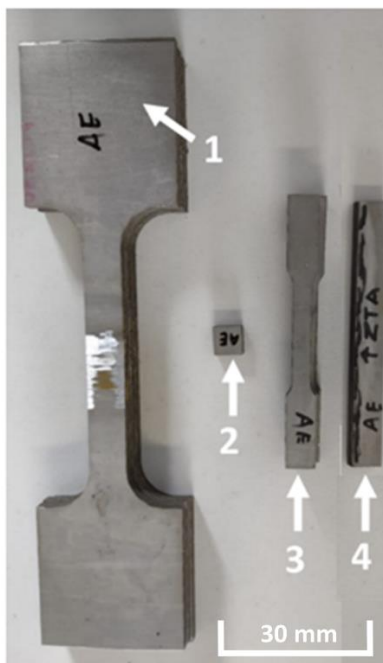


Figura 16 – Corpos de prova usinados por eletroerosão.  
Fonte: Dados do autor (2023).

Os corpos de prova para ensaios de tração foram usinados de acordo com a Norma ASTM E-8M-2010, conforme Figura 18.

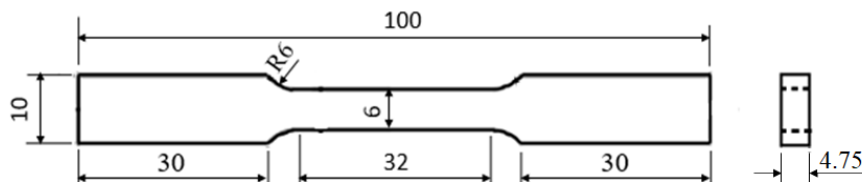


Figura 17 – Corpo de prova para ensaio de tração (dimensões em mm).  
Fonte: Dados do autor (2023).

### 4.3 Caracterização do material

Para a caracterização mecânica do material, foram realizados os seguintes ensaios: ensaio de tração (metal de base) e ensaio de microdureza na região soldada. Foi realizado também ferritoscopia para avaliação da precipitação das fases secundárias.

#### 4.3.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados apenas no metal base de UNS S41003. Foi utilizada uma máquina universal EMIC (Figura 17) no Laboratório de Ensaios Mecânicos da UNIFEI (Campus Itabira) com velocidade de 2 mm/s. Foram realizados ensaios em 3 corpos de prova para confiabilidade estatística. A partir destes dados, foi gerado o diagrama tensão-deformação,

a ser apresentado na Figura 25. Apesar da norma ASTM E8/E8M recomendar o uso de 6 CPs, o material utilizado é de uso comercial e de ampla bibliografia referente às propriedades mecânicas. Além disso, a escassez de material para confecção de diversos CPs contribuíram para a redução do números de CPs.



Figura 18 – Máquina universal de ensaio.  
Fonte: Dados do autor (2023).

#### 4.3.2 Ensaio de microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados com o objetivo de se obter um perfil de dureza na região soldada. Os ensaios foram realizados em três níveis seção transversal das soldas: região central, superior e inferior, respectivamente nas regiões da ZF, ZTA e MB (SHEN *et al.*,2022).. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Materiais de Construção Mecânica da Unifei (campus Itabira) e foi utilizado o microdurômetro da marca *Wolpert Wilson Instruments*, modelo 402 MVD, conforme se apresenta na Figura 19.



Figura 19 – Microdurômetro *Wolpert Wilson* 402 MVD.  
Fonte: Dados do autor (2023).

As medições de microdureza foram realizadas em três linhas distintas na região central, superior e inferior da região soldada, passando pela ZF, ZTA até a MB, em um CP de alta energia e em um CP de baixa energia. As medidas foram espaçadas em 0,25mm, conforme se apresenta na Figura 20. Os ensaios foram realizados com uma carga de 0,100 kgf por 15 segundos.

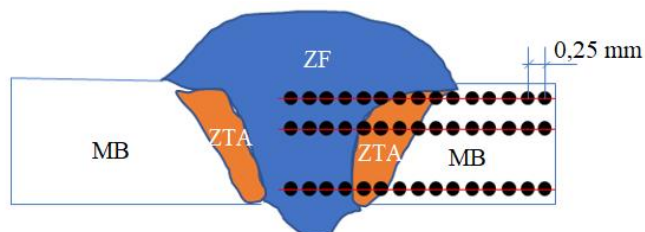


Figura 20 – Localização da medição de microdureza nas soldas.  
Fonte: Dados do autor (2023).

### 4.3.3 Ferritoscopia na região soldada

Foi realizada a análise da fração de ferrita na região soldada do UNS S41003 utilizando a técnica de ferritoscopia. O ferritoscópio gera um campo magnético por uma bobina que interage com a fase magnética, induzindo uma voltagem proporcional a quantidade de fase ferromagnética.

O ferritoscópio utilizado foi da marca Fischer, modelo FMP30 (Figura 21). Os ensaios foram realizados no Laboratório de Materiais de Construção Mecânica da Unifei (campus Itabira). O ensaio de ferritoscopia é uma técnica bastante utilizada para quantificar a ferrita em juntas soldadas, distinguindo o metal base e a região da solda. Primeiramente, o equipamento é calibrado com os padrões de calibração, que acompanham o equipamento. Posteriormente, realiza-se as medições na superfície da peça, variando-se os locais para obter o maior número de medições. O resultado é dado pelo número de ferrita, que é um parâmetro que indica a quantidade de ferrita presente em uma estrutura metalográfica de um material. O número de ferrita é expresso em porcentagem ou em fração decimal.



Figura 21 –Ensaio de ferritoscopia.  
Fonte: Dados do autor (2023).

#### 4.3.4 Caracterização Microestrutural

Foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo VEGA3 da marca TESCAN equipado com detector de elétrons marca Brunker, modelo 410, detecção de elétrons secundários SE, tensão de 20,0 KV. O MEV foi utilizado para a obtenção de imagens da microestrutura das amostras de UNS S41003, bem como da morfologia das fases cristalinas, de pites gerados pelos ensaios de polarização potenciodinâmica e de fraturas por corrosão sob tensão. As amostras foram lixadas até 600 *mesh* e atacadas com reagente água régia, conforme metodologia utilizada por Lacerda (2007).

#### 4.3.5 Ensaio de corrosão sob tensão (CST)

Os ensaios de CST foram realizados em uma máquina com carregamento de tração constante com controle de carga. Uma célula especial foi desenvolvida para abrigar a solução de  $MgCl_2$  a 42% em massa que foi utilizada como o meio corrosivo aplicado. Durante os ensaios a solução de  $MgCl_2$  a 42% foi mantida a 142°C (temperatura de ebulição da solução) pelo aquecimento produzido por uma resistência elétrica. A célula com o corpo de prova foi ligada a um condensador com refrigeração produzida por recirculação de água fria. Na Figura 22 apresenta-se imagem da máquina de ensaio de CST com o detalhamento de seus acessórios. Os ensaios foram realizados em conformidade com procedimentos utilizados Lacerda (2015).

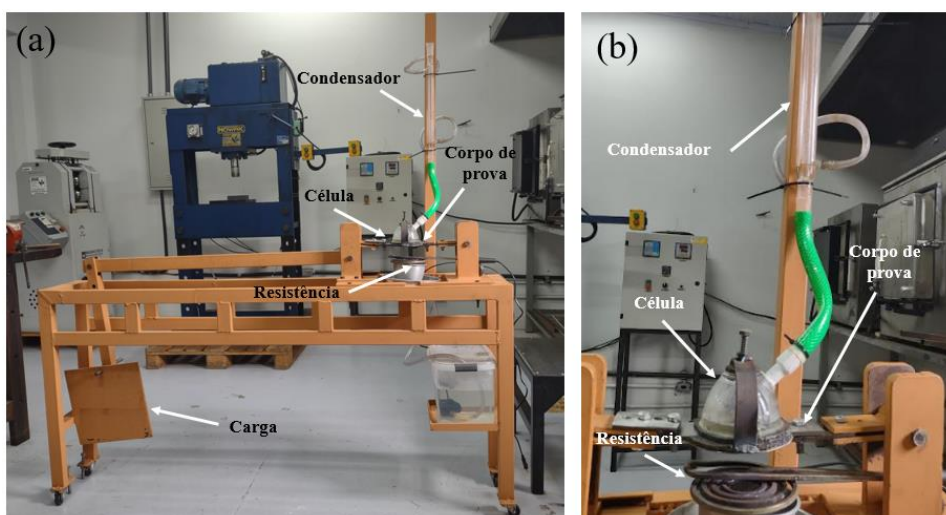


Figura 22 – Máquina de ensaio de corrosão sob tensão  
Fonte: Dados do autor (2023).

#### 4.4 Ensaios de polarização potenciodinâmica

Os ensaios de polarização potenciodinâmica foram realizados no Laboratório de Metalografia e corrosão da Unifei, campus Itabira. Para a realização do ensaio, foi utilizada uma célula eletrolítica contendo três eletrodos: eletrodo de referência de calomelano saturado, contra eletrodo de platina e eletrodo de trabalho (corpo de prova), conforme se apresenta na Figura 23.



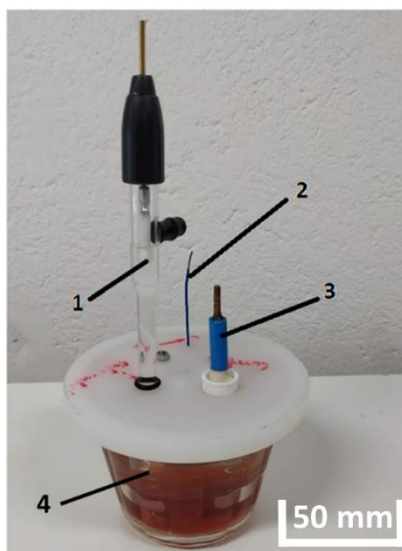


Figura 23 – Arranjo esquemático para ensaio de polarização potenciodinâmica. (1) eletrodo de referência de calomelano; (2) corpo de prova; (3) contra eletrodo de platina; (4) eletrólito constituído por solução de cloreto de sódio NaCl.

Fonte: Dados do autor (2023).

Para os ensaios de polarização potenciodinâmica, foi utilizado um potenciostato da marca PalmSens, modelo EmStat3+ (Itabira, MG). O equipamento encontra-se no laboratório de materiais da UNIFEI (Itabira-MG). Para aquisição dos dados, foi utilizado o software PSTrace, do mesmo fabricante. O eletrólito utilizado foi uma solução de cloreto de sódio (NaCl) a 3,5% (m/v).

Os corpos de prova foram extraídos na região das soldas perpendicularmente à direção dos cordões. Foram soldados fios de cobre aos corpos de prova antes do embutimento dos mesmos em resina acrílica, conforme Figura 24 (LACERDA, 2015). Os fios de cobre soldados aos corpos de prova se destinaram a servir para o contato elétrico na montagem da célula eletrolítica e ligação ao potenciostato. Após o embutimento os corpos de prova foram lixados até 600 *mesh*.

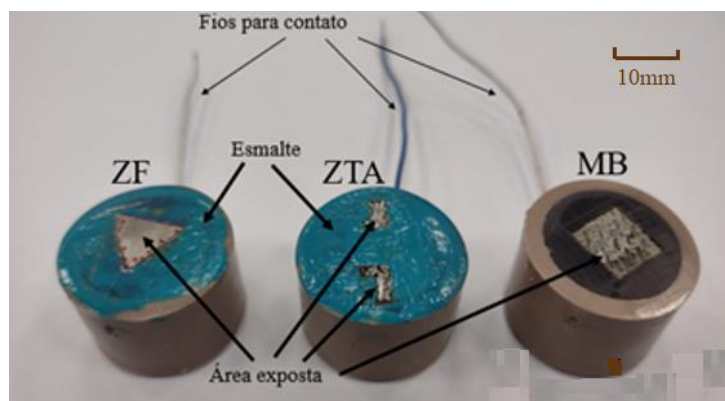


Figura 24 – Corpos de prova para ensaios de polarização potenciodinâmica

Fonte: Dados do autor (2023).

Antes da realização dos ensaios de polarização potenciodinâmica, os corpos de prova de UNS S41003 foram desengraxados com acetona e álcool, grau comercial. A seguir, eles foram inseridos na célula para estabilização do potencial de corrosão ( $E_{cor}$ ) por 3600s, a temperatura ambiente. Na sequência foi aplicado potencial elétrico de -600mV até 1000 mV, com uma taxa de varredura de 0,167mV/s. Foi utilizada uma célula eletroquímica de três eletrodos, sendo eles: o eletrodo de trabalho, o eletrodo de referência de calomelano saturado e o contra eletrodo de platina de acordo com a configuração apresentada na Figura 23.

Os ensaios de polarização potenciodinâmica foram realizados seletivamente nas distintas regiões das soldas: ZF, ZTA e MB. Para tanto, as respectivas áreas seletivas ficaram expostas para a polarização mediante à aplicação de esmalte isolando as demais áreas do contato com o eletrólito conforme se apresenta na Figura 24. Foram realizados ensaios com 3 corpos de prova.

#### **4.4.1 Ensaio de reativação potenciodinâmica de duplo loop (DL-EPR)**

Os ensaios de reativação potenciodinâmica de duplo loop (DL-EPR) foram realizados no Laboratório de Metalografia e corrosão da Unifei, campus Itabira. As amostras foram lixadas com lixa 600 *mesh*. Para a realização dos ensaios, foi utilizada uma célula eletrolítica contendo três eletrodos: eletrodo de referência de calomelano saturado, contra eletrodo de platina e eletrodo de trabalho (corpo de prova), conforme se apresenta na Figura 23 (SERNA-GIRALDO,2006).

O eletrólito utilizado foi uma solução de 0,5M  $H_2SO_4$  preparada em água destilada e deionizada, utilizando-se reagente padrão analítico. Conforme Serna-Giraldo (2006) e Assumpção (2009), essa solução apresenta bons resultado em ensaios de DL-EPR em aços inoxidáveis ferríticos. Os ensaios foram realizados na temperatura ambiente.

Antes de iniciar os ensaios as amostras foram submetidas à aplicação de potencial de circuito aberto por 5 minutos antes do início da polarização visando a estabilização no potencial de corrosão. Em seguida, os corpos de prova foram polarizados na direção anódica partindo dos respectivos potenciais de corrosão até 200 mV<sub>ECS</sub> e a partir daí foi feita a reversão retornando aos potenciais de corrosão. A taxa de varredura aplicada foi de 0,167 mV/s tanto no sentido anódico (ativação) como no sentido catódico (reversão). Os resultados obtidos foram tratados no software Origin<sup>TM</sup> e gerados os gráficos de histerese correspondentes a cada uma das regiões da solda de baixa energia. As áreas da ZF e ZTA expostas foram corrigidas para que a corrente pudesse ser apresentada em  $\mu A/cm^2$ . Os valores máximos de densidades de corrente no sentido anódico (corrente de ativação –  $I_a$ ) e no sentido catódico (corrente de reversão -  $I_r$ ) foram

determinados. O grau de sensibilização foi determinado pela relação Ir/Ia (ALONSO-FALLEIROS; MAGRI; FALLEIROS, 1999).

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nessa seção serão apresentados os resultados obtidos até o momento. Estão faltando os resultados de polarização potenciodinâmica de duplo loop (DL-EPR) e de corrosão sob tensão, que estão em andamento.

### 5.1 Resultados de tração

Os ensaios de tração foram executados em corpos de prova extraídos do metal base de UNS S41003. Não foram realizados ensaios de tração específicos das regiões das soldas devido à dificuldade de se obter corpos de prova nessas regiões que se apresentaram muito reduzidas, principalmente a ZTA. Conforme já relatado, foram ensaiados três corpos de prova para melhor confiabilidade estatística. Na Figura 25 apresenta-se a curva de engenharia tensão-deformação que representa o comportamento em tração do aço UNS S41003 em conformidade (tabela 2) com o seu estado como recebido.

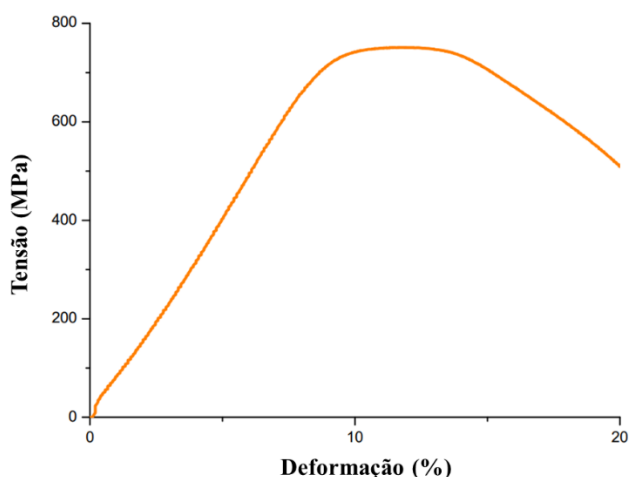


Figura 25 – Diagrama tensão-deformação do aço UNS S41003 como recebido.

Fonte: Dados do autor (2023).

Na Figura 26, observa-se os corpos de prova utilizados no ensaio.



Figura 26 - corpos de prova utilizados no ensaio de tração

Fonte: Dados do autor (2023).

Na Tabela 6 são apresentados os resultados numéricos médios do limite de escoamento ( $\sigma_y$ ), limite máximo de resistência ( $\sigma_{uts}$ ) e a porcentagem máxima de alongamento ( $\epsilon_{max}$ ) obtidos nos ensaios de tração realizados no aço UNS S41003 na condição de como recebido (metal base). Os erros foram calculados considerando confiabilidade de 95%.

Tabela 6: Resultados médios de resistência à tração do metal base.

$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{uts}$ (MPa)	$\sigma_{max}$ (%)
647	692,2	23,4

Fonte: Dados do autor (2023).

Os resultados de limite de escoamento e limite máximo de resistência para o metal base foram 647,3 MPa e 692,2 MPa, respectivamente, conforme mostra a Tabela 6. Eles se apresentaram superiores àqueles esperados para o aço UNS S41003 na condição recozido (o esperado era que seriam de 340 MPa para o limite de escoamento e 480 MPa para o limite de resistência máxima), conforme apresentado na Tabela 2. Nesse caso, os valores de resistência à tração superiores obtidos nos ensaios de tração do aço UNS S41003 como recebido indicam que ele deve ter sido temperado. (FARIA *et al.*, 2020). Conforme já ressaltado, o aço UNS S41003 normalmente é comercializado na condição recozido e nesse caso recebe a denominação comercial de 410D dada pela Aperam South America. Porém, quando a pedido de clientes, o aço pode também ser fornecido na condição temperado recebendo, nesse caso, a denominação comercial de 410T.

## 5.2 Resultados dos ensaios de Microdureza

Na Figura 27(a) apresenta-se graficamente os perfis de microdureza Vickers obtidas nas regiões das soldas cobrindo desde a região da ZF, passando pela ZTA até se chegar à região do MB. Foi realizado o ensaio em três corpos de prova. Observa-se o crescente aumento de microdureza em direção ao MB o que pode ser atribuído ao refinamento de grão observado nessa região comparado com a ZTA (Figuras 34 e 35). A variação da dureza é decorrente da dificuldade de se estabelecer microestruturas estáveis em função do processo de soldagem. A diminuição da dureza na zona fundida está de acordo com os resultados obtidos por Shen *et al.* (2022) e Silva (2011).

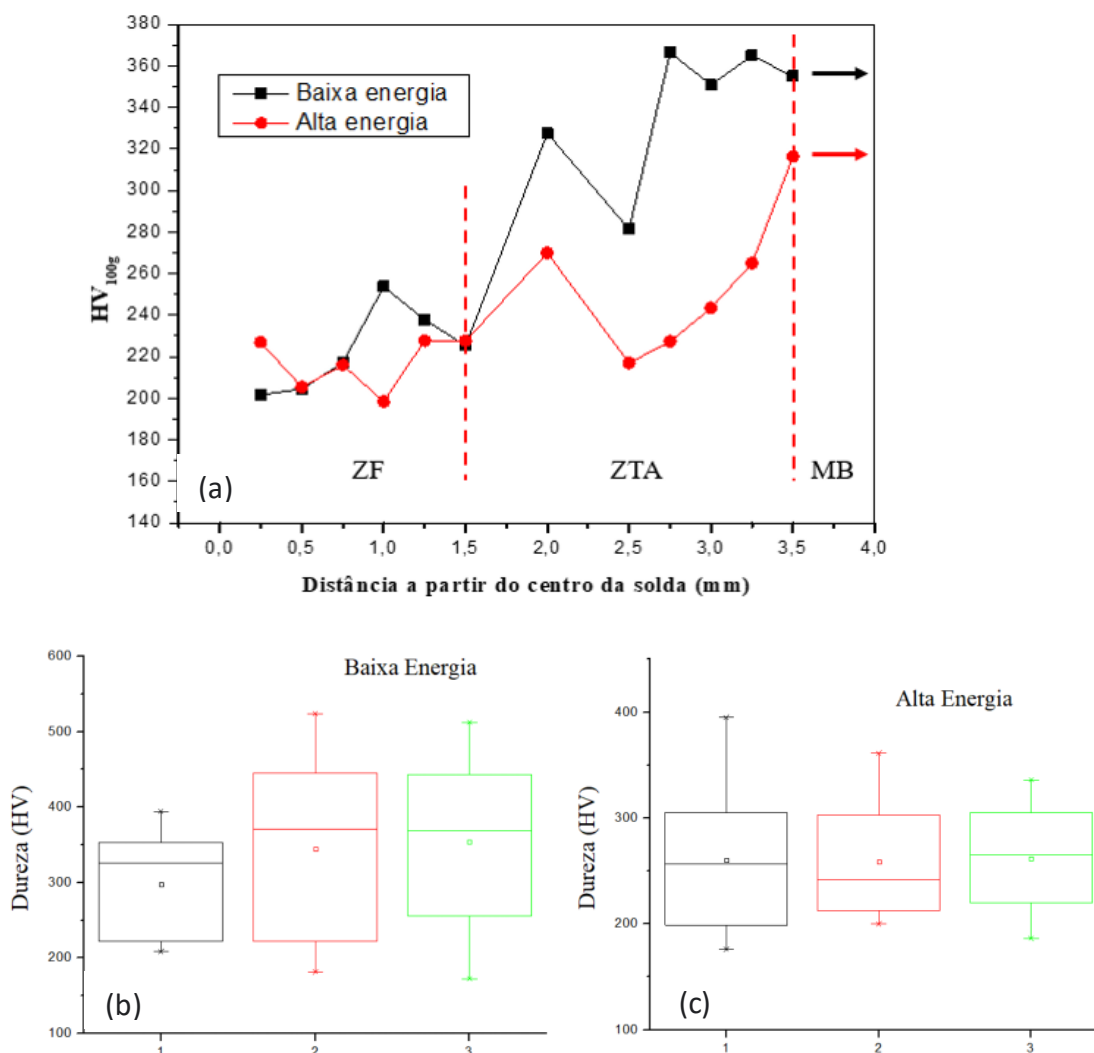


Figura 27 – (a) Gráfico de linhas representando a variação da microdureza de alta e baixa energia, (b) ANOVA para o CP de baixa energia; (c) ANOVA para o CP de alta energia. Fonte: Dados do autor (2023).

Os valores da média, desvio padrão e erro dos ensaios de microdureza são mostrados na Tabela 7. Os erros foram calculados considerando  $\alpha = 0,05$  (5%), o que corresponde a uma confiabilidade de 0,95 (95%). A análise de variância (ANOVA) foi realizada utilizando o software OriginPro 8.5. Para ambos os ensaios, considerando 5%, as médias populacionais não são significativamente diferentes.

Tabela 7 - Média, desvio padrão e erro para o ensaio de microdureza.

Distância (mm)	Baixa Energia						Alta Energia					
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	$\bar{x}$	$\sigma$	$\varepsilon$	Linha 1	Linha 2	Linha 3	$\bar{x}$	$\sigma$	$\varepsilon$
0,25	236,9	181,1	187	201,7	25,0	28,3	215,3	266,1	199,7	227,0	28,3	32,1
0,5	210,9	217	185,6	204,5	13,6	15,4	199,9	212,4	204,3	205,5	5,2	5,9
0,75	275,2	204	172,2	217,1	43,1	48,7	190,7	226,7	229,7	215,7	17,7	20,1
1	208,2	224,2	328,5	253,6	53,3	60,4	196,4	212,7	186,3	198,5	10,9	12,3
1,25	223	243,5	247	237,8	10,6	12,0	175,8	215,3	292,4	227,8	48,4	54,8
1,5	214,7	204	258	225,6	23,3	26,4	213,3	217,1	253,3	227,9	18,0	20,4
1,75	226,9	319,6	386	310,8	65,2	73,8	312,2	247,1	250,6	270,0	29,9	33,8
2	219,4	244,5	381,4	281,8	71,2	80,6	241,7	209,7	199,7	217,0	17,9	20,3
2,25	331,1	393,3	385,5	370,0	27,7	31,3	212,1	236,6	233,1	227,3	10,8	12,2
2,5	350,7	348	355,3	351,3	3,0	3,4	187,1	207,2	336,1	243,5	66,0	74,7
2,75	344,2	403	348,4	365,2	26,8	30,3	370,2	199,9	225,4	265,2	75,0	84,9
3	319,9	398	347,2	355,0	32,4	36,6	394,9	276,9	276,9	316,2	55,6	62,9
3,25	337,5	418,8	419,5	391,9	38,5	43,6	295,1	302,1	312,1	303,1	7,0	7,9
3,5	348,8	439,9	438,2	409,0	42,5	48,1	295,1	308,2	290,4	297,9	7,5	8,5
3,75	360,2	461	456,8	426,0	46,6	52,7	296,8	305,9	292,5	298,4	5,6	6,3
4	371,6	482	475,4	443,0	50,6	57,2	272,3	289,7	316,1	292,7	18,0	20,4
4,25	383	503,1	494	460,0	54,6	61,8	304,1	361,1	304,2	323,1	26,8	30,4
4,5	394,4	524,2	512,6	477,1	58,6	66,4	308,3	358,4	307,8	324,8	23,7	26,9

( $\bar{x}$  - média;  $\sigma$  - desvio padrão;  $\varepsilon$  - erro)

Fonte: Dados do autor (2023).

### 5.3 Resultado dos ensaios de ferritoscopia

Os ensaios de ferritoscopia do UNS S41003 foram realizados no metal de base (MB), e nas ZFs, tanto no corpo de prova soldado com alta energia (AE) quanto no corpo de prova com baixa energia (BE). Na Figura 28 apresentam-se os resultados de fração de fases magnéticas reveladas por ferritoscopia nas regiões das soldas. A análise de variância (ANOVA) foi feita utilizando o software Prism GrphPad.

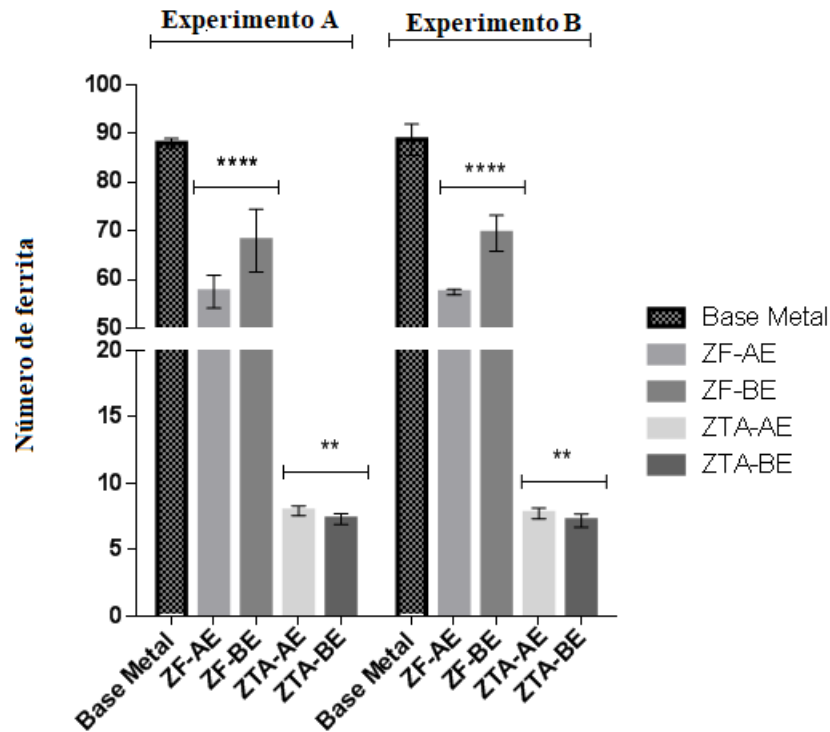


Figura 28 - Resultados de ferritoscopia do UNS S41003, evidenciando a diferença do percentual de ferrita entre o metal base e as zonas fundidas da solda de alta e baixa energia.

Fonte: Dados do autor (2023).

Os valores da média, desvio padrão e erro do ensaio de ferritoscopia são mostrados na Tabela 8. Os erros foram calculados considerando  $\alpha = 0,05$  (5%), o que corresponde a uma confiabilidade de 0,95 (95%).

Tabela 8 - Média, desvio padrão e erro para Número de ferrita o ensaio de ferritoscopia.

											$\bar{x}$	$\sigma$	$\epsilon$	
<b>Metal Base</b>		89	86,9	87,5	87,4	89,2	87,2	88	92,7	84,7	91,2	88,4	2,3	0,7
<b>ZF</b>	<b>AE</b>	55,8	54,8	56,4	63,3	57,3	57,5	57,7	57,7	57,7	56,4	57,5	2,3	0,7
	<b>BE</b>	65,8	79,4	65,4	63,2	66,2	72,1	71	63,1	69,6	71,8	68,8	5,0	1,6
<b>ZTA</b>	<b>AE</b>	8,2	7,6	8,2	7,5	8,2	8,2	7,2	7,6	8,1	7,6	7,8	0,4	0,1
	<b>BE</b>	6,8	7,1	7,8	7,3	7,6	6,7	6,7	7,9	7,3	7,4	7,3	0,4	0,1

( $\bar{x}$  - média;  $\sigma$  - desvio padrão;  $\epsilon$  - erro)

Fonte: Dados do autor (2023).



Conforme pode-se observar houve predominância de fase magnética no metal base como era de se esperar. Provavelmente foi a maior presença de ferrita que contribuiu para esse resultado, podendo também haver a presença de martensita que também é magnética. Silva *et al.*, (2013) encontrou resultados semelhantes em variação do número de ferrita ao aumentar o aporte térmico, porém, atribui este fato à menor taxa de resfriamento. Nas zonas fundidas de ambas as soldas (alta e baixa energia) foi apresentado menor fração de fase magnética devido à presença de austenita proveniente da diluição do arame austenítico na poça de fusão durante a soldagem. Há que se destacar a maior fração volumétrica de fase magnética na ZF-BE em comparação com a ZF-AE. Isso se explica pela menor taxa de deposição de arame austenítico na ZF-BE devido à maior velocidade de deslocamento da tocha. Não foram realizadas medições de fase magnética na ZTA das soldas devido às suas reduzidas dimensões.

#### 5.4 Polarização potenciodinâmica

Nas Figuras 29 e 30 apresentam-se as curvas de polarização potenciodinâmica do aço UNS S41003 soldado com baixa energia (BE) e alta energia (AE), respectivamente.

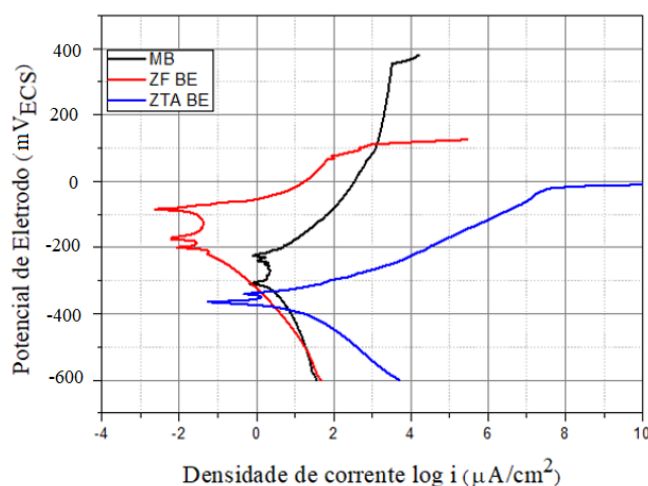


Figura 29 – Curvas de polarização potenciodinâmica da solda de baixa energia.

Fonte: Dados do autor (2023).

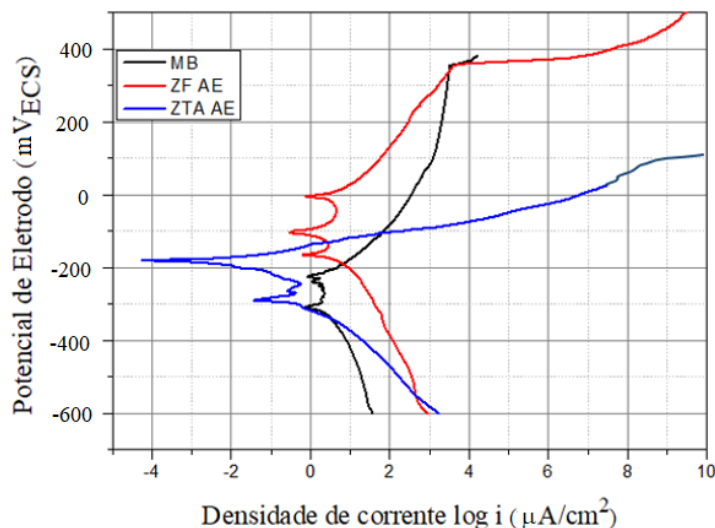


Figura 30 – Curvas de polarização potenciodinâmica da solda de alta energia

Fonte: Dados do autor (2023).

Como pode ser observado na Figura 29 e 30 as soldas realizadas no aço UNS S41003 produziram efeito significativo no comportamento eletroquímico do material nas regiões de solda (ZF e ZTA) comparado com o aço como recebido (MB), quando submetido a polarização potenciodinâmica. As alterações microestruturais ocorridas nas regiões das soldas comparadas com a microestrutura do metal base foi a causa das mudanças de comportamento eletroquímico de polarização potenciodinâmica observadas, conforme pode ser constatado nas Figuras 34 e 35. De acordo com Carvalho *et al.* (2019), microestrutura e composição química são parâmetros-chave para adequar resistência à corrosão e propriedades mecânicas de ligas de aço inoxidável.

Na Tabela 9, na Figura 31 e na Figura 32, estão apresentados os resultados dos parâmetros de comportamento eletroquímico obtidos nos ensaios de polarização potenciodinâmica realizados de acordo com as curvas apresentadas na Figura 29 e na Figura 30. São apresentados os potenciais de corrosão ( $E_{cor}$ ), potenciais de pite ( $E_{pite}$ ), corrente de corrosão ( $i_{cor}$ ) e corrente de pite ( $i_{pite}$ ) para as diferentes combinações energia de soldas empregadas e regiões das soldas respectivamente.

Os erros foram calculados considerando  $\alpha = 0,05$  (5%), o que corresponde a uma confiabilidade de 0,95 (95%).

Tabela 9: Resultados médios de parâmetros eletroquímicos das soldas.

Regiões das Soldas		$E_{cor}$ (mV)	$E_{pite}$ (mV)	$i_{cor}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	$i_{pite}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )
Metal Base		$-310 \pm 43$	$370 \pm 38$	0,630	3162
Baixa Energia	ZF	$-85 \pm 33$	$123 \pm 21$	0,002	316
	ZTA	$-435 \pm 52$	$-24 \pm 6$	0,031	$3,9 \times 10^7$
Alta Energia	ZF	$-99 \pm 38$	$368 \pm 44$	0,251	5011
	ZTA	$-178 \pm 33$	$96 \pm 22$	$6,3 \times 10^7$	$1,9 \times 10^8$

Fonte: próprio autor (2023).

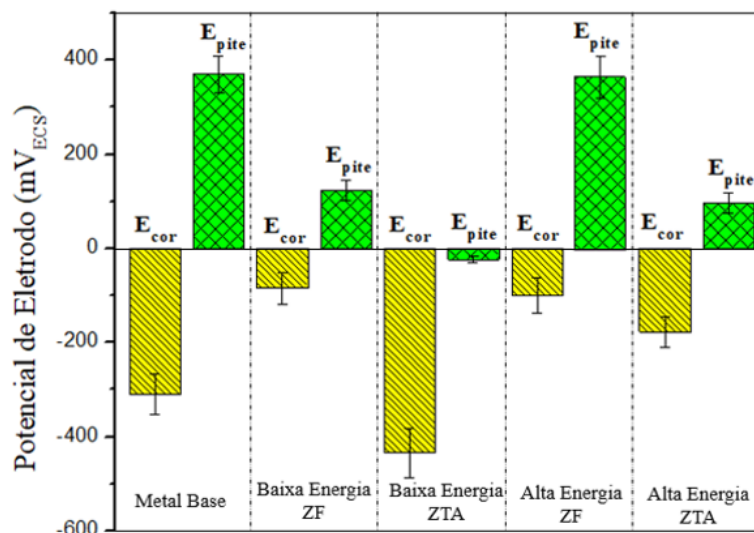


Figura 31 – Resultados de potenciais de corrosão e de pite das soldas  
Fonte: Dados do autor (2023).

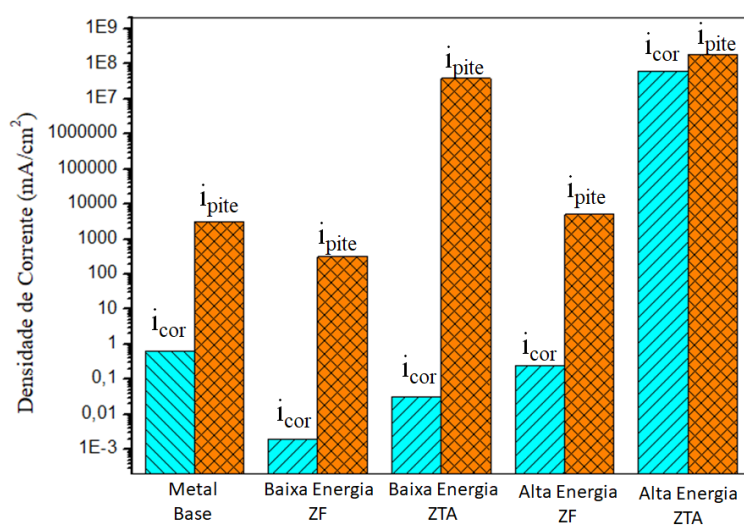


Figura 32 – Resultados de correntes de corrosão e de pite das soldas.  
Fonte: Dados do autor (2023).

Conforme apresentado na Figura 31, a maior redução do potencial de pite das soldas em relação ao potencial de pite do MB ocorreu na ZTA das soldas, tanto de alta energia (AE) como

de baixa energia (BE). Essa maior redução no potencial de pite na ZTA das soldas pode ser atribuída à forte presença de martensita no contorno de grão da ferrita, conforme pode ser visto nas Figuras 33 e 34. A martensita é mais susceptível à corrosão por pite comparado com a ferrita (CARVALHO *et al.*, 2022). O potencial de pite do MB e ZF de AE se apresentaram praticamente iguais enquanto o potencial de pite da ZF de BE apresentou maior redução comparado ao MB.

Os valores de corrente de pite apresentados na Figura 32 se apresentam com comportamento inverso ao dos respectivos potenciais de pite. Ou seja, altos valores de potenciais de pite implicaram em menores valores de correntes de pite. Isso explica e está coerente com a morfologia dos pites gerados na ZTA de ambas as soldas onde foram obtidos os menores valores de potenciais de pite e por consequência o maior dano na camada passiva pelos grandes pites formados, conforme pode ser visto na Figura 37(c) e na Figura 38(c). Maior dano na camada passiva implica em menor resistência favorecendo maiores valores de corrente (SEDRICKS, 1986) (MAGNABOSCO, 2001).

Em todas as curvas de polarização potenciodinâmica apresentadas nas Figuras 29 e 30, houve a formação de dois picos na região anódica ativa no potencial de corrosão. Segundo Magnabosco (2001), estes valores máximos de corrente estão associados a formação de cobertura por hidróxidos na superfície do metal. Esses hidróxidos formados reduzem a densidade de corrente. Ao aumentar o potencial, a formação de óxidos ao perder átomos de hidrogênio gera diminuição nos valores de corrente, seguido de um novo aumento, marcando o início da região anódica passiva.

## 5.5 Avaliação microestrutural nas regiões das soldas

Nas duas condições de soldagem (baixa e alta energia) houve, como era de se esperar, um pronunciado crescimento de grão da ferrita na zona termicamente afetada pelas soldas (ZTA) comparado com o metal base (MB), conforme se apresenta na Figura 33 e na Figura 34. O diâmetro médio dos grãos da ferrita na ZTA, calculado segundo a Norma ASTM E-112, foi de aproximadamente 330  $\mu\text{m}$  e 410  $\mu\text{m}$  nas soldas de baixa e alta energia, respectivamente. O diâmetro médio dos grãos da ferrita calculado no metal base (BM) foi de 4,7  $\mu\text{m}$ . Pode ser observado ainda a presença de agulhas de martensita nos contornos de grãos da ferrita na região ZTA das soldas, conforme destacado por setas na Figura 33(a) e 34(a). A ferrita é muito susceptível ao crescimento de grão na zona termicamente afetada por solda de acordo com Lakshminarayanan & Balasubramanian (2012); Lippold & Kotecki (2005) e Arruda *et al.* (2021). A martensita formada nos contornos de grãos da ferrita na ZTA resultou da transformação parcial

de austenita formada pelo aquecimento na faixa de temperatura intercrítica do aço UNS S41003 entre 810°C e 938°C (DE FARIA *et al*, 2020).

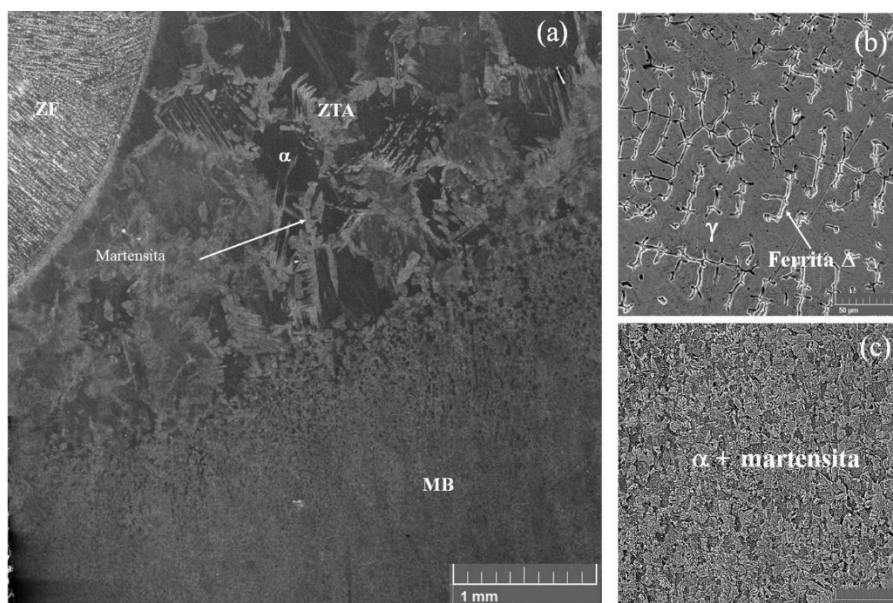


Figura 33 – Microestrutura da solda de alta energia: (a) regiões da solda; (b) região da ZF; (c) região do MB. MEV.

Fonte: Dados do autor (2023).

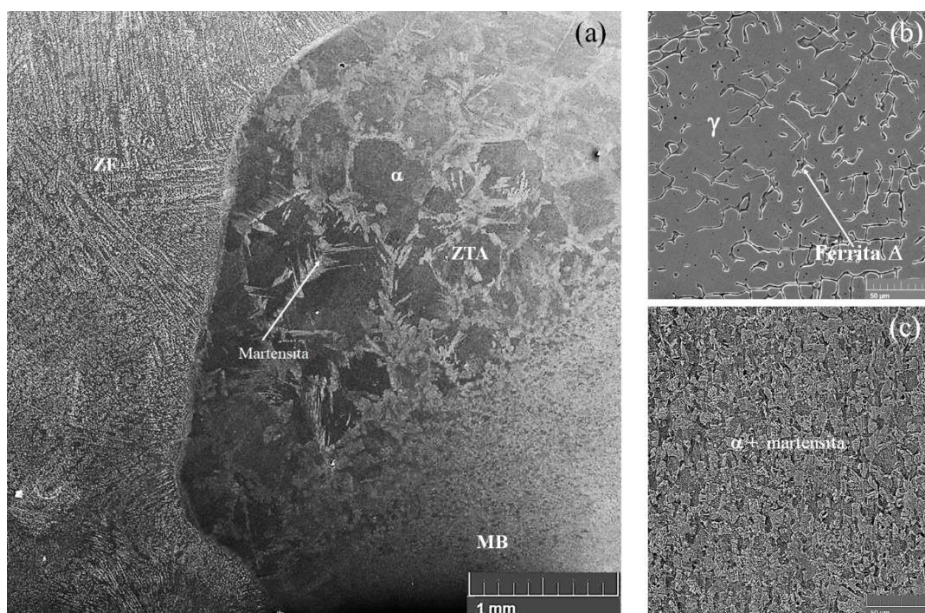


Figura 34 – Microestrutura da solda de baixa energia: (a) regiões da solda; (b) região da ZF; (c) região do MB. MEV.

Fonte: Dados do autor (2023).

As zonas fundidas (ZF) de ambas as soldas (baixa e alta energia) apresentaram estruturas constituídas pela presença dispersa de ilhas de ferrita delta na matriz austenítica, como o se apresenta na Figura 35. A presença dessas duas fases ocorreu devido à diluição ocorrida nas soldagens onde, nesse caso, a austenita foi proveniente do arame de solda (AISI 309LSi) e a ferrita foi proveniente do metal base (UNS S41003). Devido aos diferentes valores de diluição entre as duas condições de energias de soldagem ( $\approx 37\%$  na solda de alta energia e  $\approx 27\%$  na solda de baixa energia), a fração volumétrica de ferrita nas zonas fundidas foram de  $38\pm 1\%$  e  $28\pm 2\%$  nas ZFs das soldas de alta energia e baixa energia, respectivamente. As frações volumétricas de ferrita foram calculadas pelo método de contagem manual de pontos, de acordo com a Norma ASTM 562E.

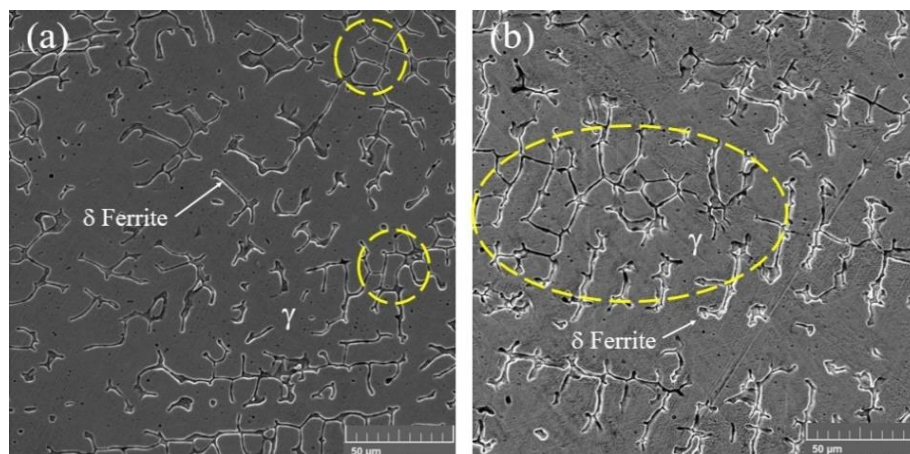


Figura 35 – Microestrutura da zona fundida (ZF): (a) solda de baixa energia; (b) solda de alta energia. MEV.

Fonte: Dados do autor (2023).

## 5.6 Pites nas regiões das soldas

Nas Figuras 36(a) e 37(a) são apresentadas imagens das regiões das soldas de alta e baixa energia, respectivamente. Nessas Figuras há como grande destaque a região das ZTAs com um grande aumento do tamanho de grão da ferrita com a coexistência de agulhas de martensita nos contornos de grãos (LIPPOLD & KOTECKI, 2005). Nas Figuras 36(b, c, d) e 37(b, c, d), são apresentadas imagens de pites de corrosão ocorridos nas soldas de alta e baixa energia, respectivamente, após os ensaios de polarização potenciodinâmica. Em ambos os casos das soldas de alta e baixa energia, pode-se observar que os pites na ZF e MB se apresentaram bem menores que aqueles ocorridos na região da ZTA. Os maiores valores de potenciais de pite nos ensaios de polarização potenciodinâmica ocorreram nas regiões MB e ZF das soldas, conforme Figura 31. De acordo com Sedriks (1986), quanto maior o potencial de pite maior será a resistência à sua formação. De acordo com Magnabosco (2001), materiais que apresentam maior

capacidade de repassivação apresentam pites com menores dimensões. A presença de martensita na ZTA das soldas, tanto de alta como de baixa energia, contribuiu para a formação de pites de corrosão com maiores dimensões, causando maiores danos às superfícies do aço soldado nessa região, conforme Figuras 37(c) e 38(c) (LIPPOLD & KOTECKI, 2005).

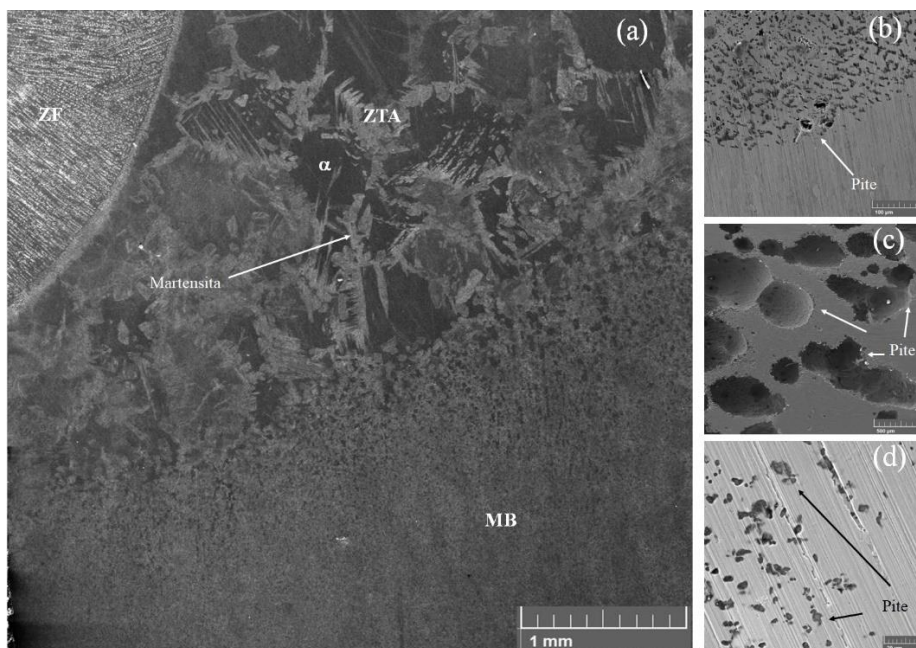


Figura 36 – Pites na solda de alta energia: (a) microestrutura da solda; (b) pites na ZF; (c) pites na ZTA; (d) pites no MB. MEV.

Fonte: Dados do autor (2023).

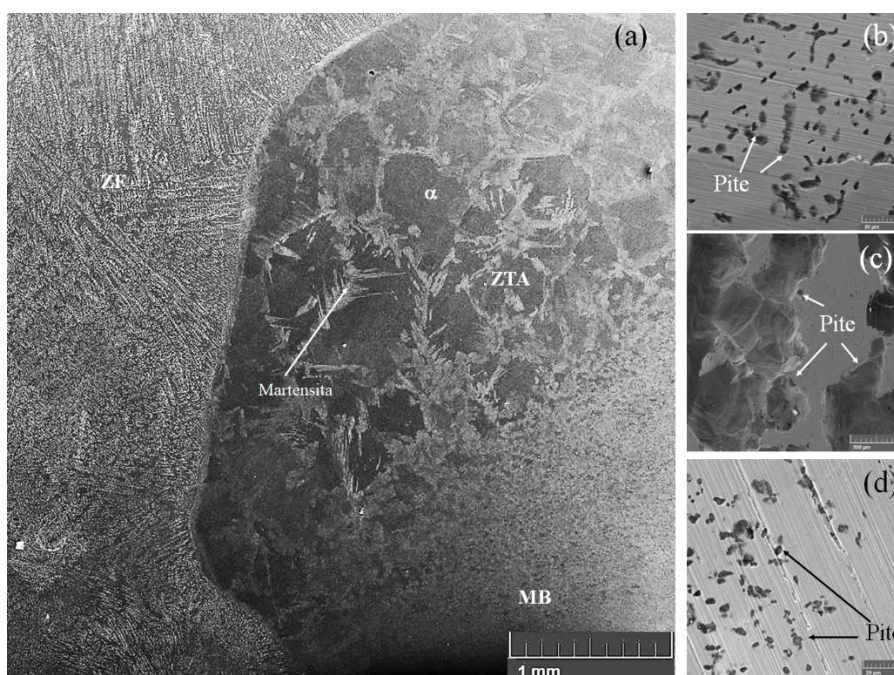


Figura 37 – Pites na solda de baixa energia: (a) microestrutura da solda; (b) pites na ZF; (c) pites na ZTA; (d) pites no MB. MEV.

Fonte: Dados do autor (2023).

## 5.7 Ensaio de polarização potenciodinâmica de duplo loop (DL-EPR)

Na Figura 38 apresentam-se as curvas de histerese obtidas por ensaios DL-EPR nas regiões da solda de baixa energia. Os valores de  $i_a$ ,  $i_r$  e respectivos graus de sensitização nas regiões da solda de baixa energia (MB, ZF e ZTA) são apresentados na Tabela 10.

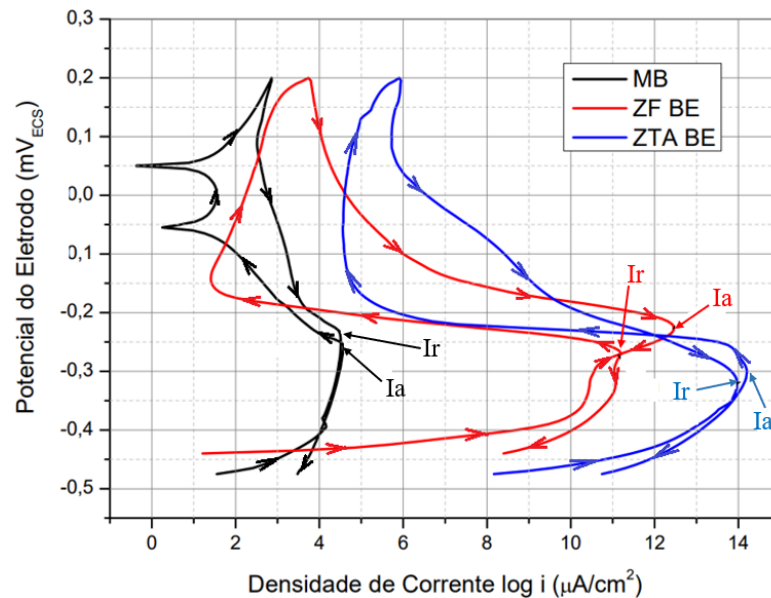


Figura 38 - Curvas DL-EPR nas regiões da solda de baixa energia no aço inoxidável UNS S41003.

Fonte: Dados do autor (2023).

Tabela 10: Valores de  $I_r$ ,  $I_a$  e grau de sensitização ( $I_r/I_a$ ) nas regiões da solda de baixa energia do aço UNS S41003.

Regiões da Solda	Densidade de corrente ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )		Grau de Sensitização ( $I_r/I_a$ )
	$I_a$	$I_r$	
MB	4,56	4,51	0,99
ZF-BE	12,46	11,19	0,90
ZTA-BE	14,2	13,97	0,98

Fonte: Dados do autor (2023).

Conforme pode ser observado na Tabela 10, os valores de graus de sensitização se apresentaram próximos de 1,00. Isso significa grande susceptibilidade à corrosão intergranular. Regiões empobrecidas em cromo são atacadas durante a reativação, elevando o valor de  $I_r$  contribuindo assim para aproximação do valor de  $I_a$ . Esse empobrecimento de cromo é motivado pela precipitação de fases ricas em cromo que causam a sua diminuição na matriz deixando-a



menos resistente à corrosão. Esse fenômeno se dá preferencialmente nas adjacências dos contornos de grãos onde os referidos precipitados ocorrem (SERNA-GIRALDO *et al.*, 2007). O grau de sensitização é determinado pela relação entre Ir/Ia que sempre é menor que 1,00 (INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION, 2006). Isso ocorre porque na reversão o Ir normalmente é menor que o pico de ativação Ia, pois, neste último toda a superfície está ativa enquanto no Ir há região sensitizada (ALONSO-FALLEIROS; MAGRI; FALLEIROS, 1999).

A presença de martensita, tanto no MB como na ZTA contribuiu para maior susceptibilidade à sensitização nessas regiões comparado com a ZF. Tal sensitização pode ser explicada pela maior difusividade do cromo e carbono na martensita, presentes no MB e ZTA, o que favoreceu a precipitação de carbonetos de cromo em temperaturas mais baixas. Na microestrutura austenítica a difusividade referida é muito menos pronunciada. Desta forma, a ZF, como apresentou microestrutura predominantemente austenítica, obteve um menor grau de sensitização, em comparação às outras regiões (MB e ZTA) Assumpção *et al.* (2010).

De acordo com Silva (2011), a associação de carbonetos de cromo com as ripas de martensita pode ter contribuído para a susceptibilidade à corrosão intragranular do material. Há que se considerar ainda que, de uma forma geral, as densidades de corrente se apresentaram relativamente altas comparadas com materiais menos sensitizáveis, corroborando para a evidência da ocorrência de sensitização.

## 5.8 Ensaio de corrosão sob tensão (CST)

Na Figura 39 apresentam-se os resultados dos ensaios de corrosão sob tensão. Os valores de tensão aplicadas foram: 594 MPa, 464 MPa, 330 MPa e 198 MPa que correspondem respectivamente a 92%, 72%, 51% e 31% do limite de escoamento do MB. Foram realizados 3 ensaios para cada carregamento. Como pode ser observado os resultados obtidos revelam o comportamento sigmoideal típico de curvas de CST em função do carregamento versus tempo.

Os aços inoxidáveis não sofrem CST em ácidos sulfúrico, nítrico e acético. Porém, são bastante susceptíveis a CST em meios contendo íons cloreto. Soldas podem induzir tensões residuais, aumentando nesse caso a susceptibilidade do aço à CST potencializando ainda mais quando esses aços recebem carregamento externo. Como pode ser visto na Figura 39, o rompimento do corpo de prova em aproximadamente uma hora, quando se aplicou uma tensão de 92% da tensão de escoamento, confirma o comprometimento da resistência a CST do aço após o processo de soldagem. Pelo que se pode observar, a aplicação segura do aço UNS S41003 soldado com arame AISI 309LSi por processo MIG, em meios contendo íons cloreto, deve estar abaixo de carregamentos em torno de 200 MPa quando resistiu por 201 horas sem romper.

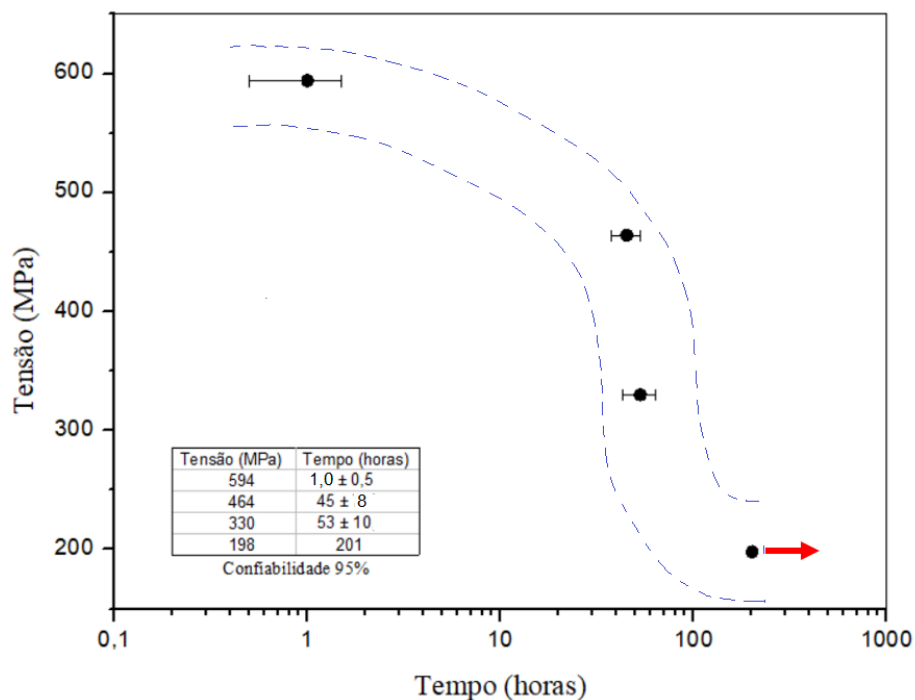


Figura 39 – Comportamento de CST do aço UNS S41003 soldado com arame austenítico AISI 409LSi pelo processo MIG com baixa energia. (Meio: solução aquosa contendo 42% (em massa por volume) de  $MgCl_2$  a  $143^\circ C$ ).

Fonte: Dados do autor (2023).

Na Figura 40 é mostrada a localização da fratura por CST que ocorreu na ZTA ao longo da sua interface com ZF (destacado por seta).

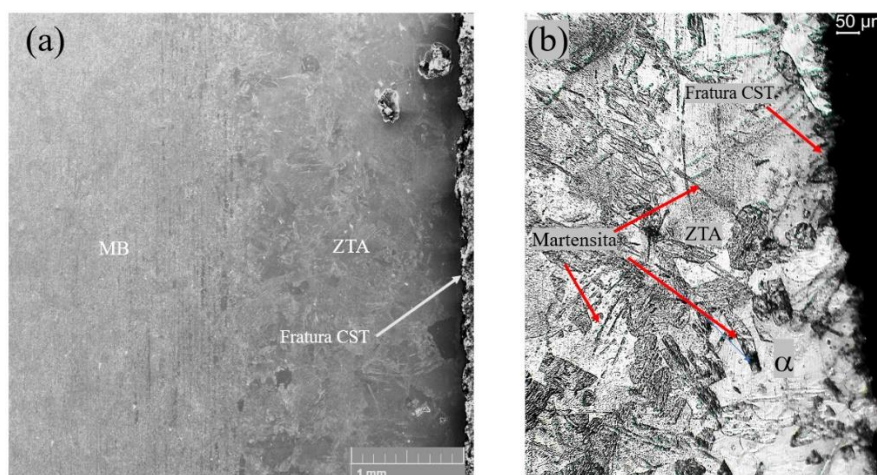


Figura 40 - Microestrutura da solda de baixa energia na região próxima à fratura por CST: (a) Região da ZTA e MB (MEV); (b) Região da ZTA (MO). Ataque água régia

Fonte: Dados do autor (2023).

A ZTA das soldas tanto de alta como de baixa energia, conforme pode ser observado, respectivamente, nas Figuras 36 e 37, foi a região onde houve a formação de maiores pites de corrosão nos ensaios de polarização potenciodinâmica comparado com as regiões ZF e MB. De acordo com Gouda & El-Sayed (1983), em aços inoxidáveis 12% de Cr em soluções de cloreto, trincas de CST podem se nuclear em pites que se formam em locais de inclusões presentes na matriz do material. Assim, a maior formação de pites na ZTA da solda de baixa energia pode ter contribuído para que a fratura por CST tenha ocorrido nessa região.

Na Figura 41 é apresentada a microfractografia de CST ocorrida na ZTA da solda de baixa energia. Como pode ser observado houve fratura que se propagou com característica frágil evidenciada pela presença de degraus com facetas de clivagem, assim como fratura com característica dúctil na região de ruptura final por tração onde há a presença de *dimples* com alguns indicando precipitados ou partículas de segunda fase em seu interior.

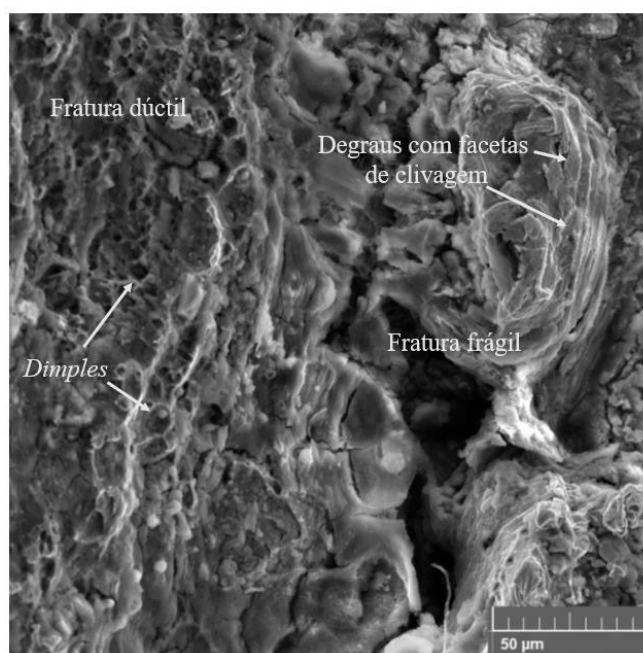


Figura 41 - Microfractografia de fratura por CST na solda de baixa energia. (MEV).

Fonte: Dados do autor (2023).

## 6 CONCLUSÕES

As conclusões obtidas através dos resultados do estudo foram:

- O metal base (aço UNS S41003) apresentou limite de escoamento e limite máximo de resistência à tração de 647,3 MPa e 692,2 MPa, respectivamente. Esses valores são superiores àqueles esperados para o aço UNS S41003 na condição recozido, que seriam de 340 MPa e 480 MPa. Nesse caso, o aço foi fornecido na condição temperado.
- Houve aumento progressivo da microdureza Vickers na solda no sentido ZF-ZTA-MB. A maior dureza no MB pode ser atribuída ao maior refinamento do grão comparado com a ZTA.
- Nas ZF de ambas as soldas (AE e BE) obteve-se, por ensaios de ferritoscopia, menor fração de fase magnética comparada com as ZTA e MB, devido à presença de austenita na ZF proveniente da diluição do arame austenítico na poça de fusão durante a soldagem.
- As soldas realizadas no aço UNS S41003 produziram efeito significativo no comportamento eletroquímico do material nas regiões de solda (ZF e ZTA) comparado com o aço como recebido (MB), quando submetido a polarização potenciodinâmica.
- Na ZTA de ambas as soldas (AE e BE) foram apresentados os menores valores de potencial de pite comparado ao potencial de pite do MB.
- Os valores de corrente de pite se apresentaram com comportamento inverso ao dos respectivos potenciais de pite, ou seja, maiores potenciais de pite implicaram em menores correntes de pite e vice-versa.
- Foi observado um pronunciado crescimento de grão da ferrita na ZTA das soldas comparado com o tamanho de grão do MB.
- A ZF de ambas as soldas apresentou microestrutura constituída por austenita com ilhas de ferrita delta.
- A microestrutura da ZTA de ambas as soldas foi constituída por ferrita com a presença de agulhas de martensita nos contornos de grãos.
- Houve a formação de pites de corrosão com maiores dimensões na ZTA de ambas as soldas comparado com a ZF e MB, causando maiores danos às superfícies do aço na ZTA.
- Os resultados de DL-EPR apresentaram altos valores da relação  $i_T/i_a$  na ZF, MB e ZTA da solda de baixa energia, indicando alta susceptibilidade do material à corrosão intergranular.
- Ficou evidenciada a maior susceptibilidade a CST na ZTA da solda de baixa energia em comparação com as regiões da ZF e MB, considerando que a fratura ocorreu na mesma.

- A soldagem do aço UNS S41003 com alta e baixa energia influenciou no potencial de pite e de corrosão do aço nas regiões da ZF e ZTA comparado com o MB.
- A solda de alta energia no aço UNS S41003 apresentou maiores resultados de potencial de pite na ZF e ZTA comparados com a solda de baixa energia.

Portanto, tanto a solda de baixa energia quando a solda de alta energia induziram modificações na resistência a corrosão nas áreas soldadas, em relação ao metal de base, tendo a solda de alta energia produzindo maiores valores de potencial de corrosão e pite, ou seja, maior resistência a corrosão neste quesito.

## 7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios estatísticos mais robustos utilizando-se de mais corpos de provas para os ensaios mecânicos, a fim de validar o estudo
- Realizar ensaios de polarização para determinação de temperatura crítica de pite (CPT) na ZF, ZTA e MB de soldas do aço UNS S41003.
- Levantar as curvas de polarização potenciodinâmica na ZF, ZTA e MB de soldas do aço UNS S41003 utilizando solução de  $H_2SO_4$ .
- Realizar ensaios de impedância eletroquímica na ZF, ZTA e MB de soldas do aço UNS S41003.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABINOX. O inox na evolução do caminhão betoneira | Informativos Inox | Publicações ABINOX | Publicações | ABINOX - Associação Brasileira do Aço Inoxidável. Disponível em: <<https://www.abinox.org.br/site/publicacoes-abinox-detalhes.php?cod=390>>. Acessado em: 14/07/2022.

Alonso-Falleiros, N.; Magri, M.; Falleiros, I. G. S. Intergranular Corrosion in a Martensitic Stainless Steel Detected by Electrochemical Tests, *Corrosion*, Houston, vol. 55, p.769-778, jul. 1999.

APERAM. 410D para taliscas de esteiras transportadoras. Disponível em: <<https://www.aperam.com/sites/default/files/documents/A%C3%A7o-Ferr%C3%ADtico-410-Taliscas.pdf>>. Acessado em: 03/07/2023.

APERAM. DIN WS 1.4003/UNS S41003 Aço Inoxidável Ferrítico para aplicações estruturais e de desgaste Composição Química. Disponível em: <<https://brasil.aperam.com/wp-content/uploads/2015/11/DIN-WS-1.4003UNS-S41003-A%C3%A7o-Inoxid%C3%A1vel-Ferr%C3%ADtico-para-aplica%C3%A7%C3%B5es-estruturais-e-de-desgaste.pdf>> . Acessado em: 07/07/2022.

ASM INTERNATIONAL. HANDBOOK COMMITTEE. ASM handbook. Ohio: Materials Park, 2005. v. 13B.

Assumpção, G.A. “Efeito da Soldagem na Resistência à Corrosão Intergranular do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S Avaliada pelo Método de Reativação Eletroquímica. 2005, dissertação (mestrado em Engenharia Mecânica) Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2009.

Assumpção, G. A. *et al.* Efeito de parâmetros de soldagem na resistência à corrosão intergranular de aço inoxidável com 11%Cr avaliada pelo método de reativação eletroquímica. *INTERCORR*, 2010.

Azevedo, C. R. F. *et al.* An overview of the recurrent failures of duplex stainless steels. *Engineering Failure Analysis*, vol. 97, p. 161-188, mar. 2019.

Bakhshayesh, M. M; Farzadi, A.; Doustahadi, A.; Nouripour, M. Measurement of degree of sensitization in post-weld heat treated 13Cr-4Ni martensitic stainless steel clad using double loop electrochemical potentiokinetic technique. *Engineering Failure Analysis*, v. 134, p. 106046, 2022.

Carvalho, Ana Cecília de. Avaliação comportamental do inoxidável ferrítico 410D submetido aos ensaios de tração a quente e impacto Charpy. 2019. 33 f. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Minas, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2019.

Carvalho, Ana Cecília de; Arruda, Amanda Aparecida Fátima; Queiróz, Rhelman Rossano Urzêdo; Faria, Geraldo Lúcio de; Moreira, Paulo Sérgio. Avaliação do aço inoxidável ferrítico 410d submetido ao ensaios de tração a quente , p. 841-852. In: 74º Congresso Anual da ABM, São Paulo, 2019.

Carvalho, R. N. *et al.* Effect of microstructure on the pitting susceptibility of a martensitic-ferritic stainless steel: A corrosion-metallurgical study. *Corrosion Science*, jul. 2022.

De Albuquerque, P. P.; Santa Rita, L. P.; Rosário, Francisco Peixoto. Technological interactions in the sugar and alcohol industries of alagoas: analysis of the sectorial innovation system. *Review of Administration and Innovation - RAI*, v. 9, n. 2, 2012.

De Assis, Kioshy Santos, Sacramento, Rodrigo, Areiza, Maria Cristina, Rebelo, Joeo Marcos Alcoforado, and Oscar R. Mattos. "Comparative Study Using Electrochemical Potentiodynamic Reactivation Double Loop (DL-EPR) and Eddy Current to Determination of the Sigma Phase in Super Duplex Stainless Steel." Paper presented at the CORROSION 2013, Orlando, Florida, March 2013.

De Faria, G. L.; Godefroid, L.B.; Nunes, I. P.; de Lacerda, J. C. Effect of martensite volume fraction on the mechanical behavior of an UNS S41003 dual-phase stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 797, p. 140208, 21 out. 2020.



ESAB. Soldagem MIG/MAG. 2005. Disponível em:

<<https://www2.ufjf.br/profab/files/2016/09/ESAB-Apostila-MIG-MAG.pdf>>. Acessado em: 04/07/2023.

Gentil, V. Corrosão. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2011. v. 3.

Gouda, V. K.; El-sayed, H. A. Stress corrosion cracking of 410 stainless steel in aqueous chloride solutions. *Surface Technology*, v. 18, n. 4, p. 327–339, 1 abr. 1983.

Gouda, V. K.; El-Sobki, K. M.; Sayed, S. M. Stress corrosion cracking of quenched and tempered 410 stainless steel in  $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$  solutions at ambient temperature. *Surface Technology*. jan. 1982.

Gupta, S.; Patil, A.; Rathod, R., Tandon, V.; Ambade, S. Effect of gas tungsten arc welding on the microstructural, mechanical and corrosion properties of Ti-stabilized 439 ferritic stainless steel. Elsevier, 2021.

Jufeng, H. *et al.* Evaluation of aged duplex stainless steel UNS S32750 susceptibility to intergranular corrosion by optimized double loop electrochemical potentiokinetic reactivation method. *Corrosion Science*, mar. 2013.

Kainth, M.; Singh, M.; Singh, A. Effect of filler metal combination and post weld heat treatment on pitting corrosion and impact toughness of GTA welded AISI 410 SS joints. *Materials Today: Proceedings*, v. 56, p. 3035–3041, 1 jan. 2022.

Kokawa, H.; Shimada, M.; Michiuchi, M.; Wang, Z.; Sato, Y. Arrest of weld-decay in 304 austenitic stainless steel by twin-induced grain boundary engineering. *Acta Materialia*, v. 55, n. 16, p. 5401–5407, 1 set. 2007.

Lacerda, J. C. Comportamento em fadiga e corrosão de um aço UNS S31803 com diferentes frações de ferrita-austenita. Ouro Preto: Universidade Federal de Ouro Preto, 2015.

Lacerda, j. C. de *et al.* Comparative Study Between Sensitization Degree of the 0.4% Mo Austenitic Stainless Steel and UNS S31803 Duplex Stainless Steel. *Materials Research*, 2021.

Lacerda, J. C. De. Efeito do aporte térmico e adição de nitrogênio no gás de proteção na transição dúctil-frágil de um aço inoxidável AISI 409 soldado pelo processo GMAW. Ouro Preto: UFOP, 2007.

Lakshminarayanan, A. K.; Balasubramanian, V. Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties of Laser Beam Welded AISI 409M Grade Ferritic Stainless Steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, jan. 2012.

Lippold, J. C.; Kotecki, D. J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 1. ed. Hoboken: Wiley-Interscience, 2005. v. 1

Magnabosco, R. Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205). São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.

Marques, P. V.; Modenesi, P. J.; Bracarense, A. Q. *Soldagem: Fundamentos e Tecnologia*. 3. ed. Belo Horizonte: UFMG, 2011. v. 3.

Ming, T.; Xue, H.; Zhang, T.; Han, Y.; Peng, Q. Improving the corrosion and stress corrosion cracking resistance of 316 L stainless steel in high temperature water by water jet cavitation peening. *Surface and Coatings Technology*, v. 438, p. 128420, 25 maio 2022.

NORMA ISO 12732 - Corrosion of metals and alloys — Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using the double loop method (based on Čihal's method), 2008.

Nunes, I.; Faria, G.; de Lacerda, J.; Godefroid, L. Influência De Tratamentos Térmicos De Têmpera Com Austenitização Intercrítica No Comportamento Mecânico De Um Aço Inoxidável Ferrítico Do Tipo UNS S41003. 2020.

Padilha, A. F. *Aços : perspectivas para os próximos 10 anos*. 1. ed. Rio de Janeiro: Ivani Bott, 2002. v. 1.

Paroni, a. S. M.; Alonso-Falleiros, N.; Magnabosco, R. Sensitization and Pitting Corrosion Resistance of Ferritic Stainless Steel Aged at 800°C. *Corrosion, Houston*, vol. 62, p. 1039-1045, nov. 2006.

Sedriks, A. J. Effects of Alloy Composition and Microstructure on the Passivity of Stainless Steels. Plenary Lecture, v. 42, p. 376–389, jul. 1986.

Serna-Giraldo, C. A. *et al.* Investigação do efeito do teor de intersticiais sobre o grau de sensitização em aços inoxidáveis ferríticos a 600°C Rem: Revista Escola de Minas, Ouro Preto, vol.60, p.49-54, mar. 2007.

Setor sucroenergético representa 2% do PIB brasileiro, afirma diretor do ITC. Jornal da Cana, 2019. Disponível em: <<https://jornalcana.com.br/setor-sucroenergetico-representa-2-do-pib-brasileiro-afirma-diretor-do-itc/>>. Acesso em: 27/06/2023.

Shen, J. *et al.* Microstructure and mechanical properties of gas metal arc welded CoCrFeMnNi joints using a 410 stainless steel filler metal. Materials Science and Engineering, nov. 2022.

Silva, C. C. *et al.* Austenitic and ferritic stainless steel dissimilar weld metal evaluation for the applications as-coating in the petroleum processing equipment. Materials & Design, vol.47, p.1-8, nov. 2013.

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 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais)-Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2005.

Shucaï, Z. *et al.* Detection of susceptibility to intergranular corrosion of aged super austenitic stainless steel S32654 by a modified electrochemical potentiokinetic reactivation method. Journal of Alloys and Compounds Elsevier, fev. 2017.

Taxell, P.; Huuskonen, P. Toxicity assessment and health hazard classification of stainless steels. Regulatory Toxicology and Pharmacology, v. 133, p. 105227, ago. 2022.

Too, C. H. Sensitisation of Austenitic Stainless Steels, 2002. Dissertação (Mestrado em modelagem de materiais). University of Cambridge, ago. 2002.

Tsuge, S. Recent Advances in Stainless Steel. Em: Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys. 1. ed. Hikari: Elsevier, 2021. p. 200–207.

Videira, A. M. Influência do aporte térmico na soldagem GTAW no balanço de fases ferrita/austenita do aço inoxidável duplex UNS S32205. Ilha Solteira: Universidade Estadual Paulista, 2016.

Wang, R. Precipitation of sigma phase in duplex stainless steel and recent development on its detection by electrochemical potentiokinetic reactivation: A review. Corrosion Communications, v. 2, p. 41–54, 1 jun. 2021.

Wang, R.; Zheng, Z.; Zhou, Q.; Gao, Y. Effect of surface nanocrystallization on the sensitization and desensitization behavior of Super304H stainless steel. Corrosion Science, v. 111, p. 728–741, 1 out. 2016.

Wolyneec, S. Técnicas Eletroquímicas em Corrosão. 1. ed. São Paulo: edusp, 2013.

Weld-Inox soldas especiais, 2023. Disponível em: < [https://www.weldinox.com.br/produto-informacoes?id=347&gclid=CjwKCAjwge2iBhBBEiwAfXDBRzHR52D89oPupx3dZDhOt8F2z5RuZjpfb2bFOUnhZLFiXhOWUILNxoCTwQQA\\_vD\\_BwE](https://www.weldinox.com.br/produto-informacoes?id=347&gclid=CjwKCAjwge2iBhBBEiwAfXDBRzHR52D89oPupx3dZDhOt8F2z5RuZjpfb2bFOUnhZLFiXhOWUILNxoCTwQQA_vD_BwE) >. Acessado em: 10/05/2023.