

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

PROPRIEDADES MECÂNICAS E ELETROQUÍMICAS DO AÇO INOXIDÁVEL
AISI 410 GOIVADO COM ELETRODO DE GRAFITA E SOLDADO POR ARCO
SUBMERSO

Elvio Figueiredo

São Carlos-SP
2023

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

PROPRIEDADES MECÂNICAS E ELETROQUÍMICAS DO AÇO INOXIDÁVEL
AISI 410 GOIVADO COM ELETRODO DE GRAFITA E SOLDADO POR ARCO
SUBMERSO

Elvio Figueiredo

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Guilherme Yuuki Koga

Coorientador: Dr. Claudemiro Bolfarini

São Carlos-SP
2023

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais pelo incentivo, à minha esposa pelo apoio e compreensão e aos meus filhos.

VITAE

Especialista em Fontes alternativas de Energia pela Universidade Anhanguera
Uniderp (2020)

Bacharel em Engenharia de Controle e Automação (Mecatrônica) pela
Universidade Paulista (2012)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Elvio Figueiredo, realizada em 31/01/2023.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga (UFSCar)

Prof. Dr. Guilherme Zepon (UFSCar)

Prof. Dr. João Batista Fogagnolo (UNICAMP)

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga pela orientação, pelo apoio, pela amizade e confiança durante o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Prof. Claudemiro Bolfarini pela coorientação, apoio e amizade.

Ao Prof. Guilherme Zepon e Cláudio Shyinti Kiminami pelos valiosos comentários realizados durante o exame de qualificação deste trabalho.

A amiga Ana Larissa Soares Cruz pela amizade e ajuda irrestrita nos diversos ensaios realizados e discussões sobre os resultados obtidos durante o desenvolvimento deste trabalho.

Ao amigo Felipe Amélio de Lucena pelo apoio e motivação para o desenvolvimento deste trabalho.

Aos professores, funcionários e colegas do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa).

Ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo pelo incentivo para realização deste trabalho.

Aos Colegas de trabalho pelo incentivo e apoio para realização deste trabalho.

A Universidade Federal de São Carlos, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

RESUMO

Nas indústrias petroquímicas o processo de goivagem a arco elétrico com eletrodo de grafita é muito utilizado para a remoção de soldas defeituosas no aço ao carbono. É um processo rápido e simples se comparado com o esmerilhamento, e mais econômico em relação a goivagem à plasma. Contudo, para os aços inoxidáveis, não existe na literatura muitas informações sobre a quantidade de carbono depositada no aço inoxidável durante a goivagem, e os riscos de corrosão intergranular e perda de propriedades mecânicas. Nenhum estudo foi encontrado abordando o efeito da goivagem seguido de soldagem a arco submerso em aços inoxidáveis ferríticos. Assim, o presente trabalho busca avaliar as alterações metalúrgicas e suas consequências nas propriedades mecânicas e eletroquímicas oriundas da goivagem seguida de soldagem por arco submerso com eletrodo AWS-ER 410, no aço inoxidável AISI 410. As chapas, antes e após a ressoldagem, foram submetidas a ensaios de tração e de impacto (Charpy). O grau de sensibilização da junta soldada foi avaliada através da técnica de reativação potenciocinética em duplo loop (DL-EPR) segundo a ISO 12732, e a susceptibilidade à corrosão intergranular de acordo com a norma ASTM A763, prática W. O trabalho mostrou que a goivagem, mesmo com parâmetros adequados, pode levar a sensibilização. O ensaio de susceptibilidade a corrosão intergranular mostrou a existência de valas em todas as amostras. O ensaio de reativação potenciocinética, mostrou grau de sensibilização alto, acima de 5%, nas amostras que foram submetidas a goivagem e nas amostras soldadas por arco submerso. A soldagem pelo processo de arco submerso no AISI 410 reduziu a tenacidade e aumentou o grau de sensibilização. Assim, não é recomendado a utilização do aço inoxidável AISI 410 submetido a goivagem com eletrodo de grafita e soldado por arco submerso para utilização na indústria petroquímica.

Palavras-chave: Aço inoxidável; goivagem a arco; eletrodo de grafita; susceptibilidade à corrosão; grau de sensibilização.

ABSTRACT

MECHANICAL AND ELECTROCHEMICAL PROPERTIES OF STAINLESS STEEL AISI 410 GOIVED WITH GRAPHITE ELECTRODE AND SUBMERGED ARC WELDING

In petrochemical industries, the electric arc gouging process with a graphite electrode is widely used for removing defective welds in carbon steel. It is a fast and simple process compared to grinding, and more economical than plasma gouging. However, for stainless steels, there is limited information in the literature regarding the amount of carbon deposited in stainless steel during gouging, and the risks of intergranular corrosion and loss of mechanical properties. No studies were found addressing the effect of gouging followed by submerged arc welding on ferritic stainless steels. Therefore, the present work aims to evaluate the metallurgical changes and their consequences on the mechanical and electrochemical properties resulting from gouging followed by submerged arc welding with AWS-ER 410 electrode, in AISI 410 stainless steel. The plates, before and after re-welding, were subjected to tensile and impact tests (Charpy). The degree of sensitization of the welded joint was evaluated through the double loop potentiokinetic reactivation technique (DL-EPR) according to ISO 12732, and the susceptibility to intergranular corrosion was tested according to ASTM A763, practice W. The study showed that gouging, even with appropriate parameters, can lead to sensitization. The intergranular corrosion susceptibility test showed the presence of pits in all samples. The potentiokinetic reactivation test showed a high degree of sensitization, above 5%, in samples subjected to gouging and those welded by submerged arc. Submerged arc welding on AISI 410 reduced toughness and increased the degree of sensitization. Therefore, the use of AISI 410 stainless steel subjected to gouging with a graphite electrode and welded by submerged arc is not recommended for use in the petrochemical industry.

Key words: Stainless steel; arc gouging; graphite electrode; corrosion susceptibility; degree of sensitization.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

	Pág.
FOLHA DE APROVAÇÃO	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT	vii
SUMÁRIO.....	ix
ÍNDICE DE TABELAS	xi
ÍNDICE DE FIGURAS	xiii
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xvii
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	5
2.1 Aços inoxidáveis	5
2.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos.....	6
2.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos	8
2.2 Soldabilidade de aço inoxidável.....	10
2.3 Goivagem à arco elétrico com eletrodo de grafita	16
2.4 Soldagem à arco submerso	19
3 MATERIAIS E MÉTODOS	23
3.1 Fluxograma.....	23
3.2 Material.....	24
3.3 Corte e soldagem	25
3.4 Definição dos parâmetros de goivagem.....	27
3.4 Caracterização metalográfica da região goivada.....	29
3.5 Avaliação da microdureza Vickers HV na goiva	30
3.6 Corte das amostras ressoldadas para análise metalográfica	31
3.7 Ensaios eletroquímicos.....	32
3.7.1 Análise através da ASTM A763-15	32
3.7.2 Técnica de reativação potenciocinética em duplo loop (DL-EPR).....	33
3.8 Ensaios mecânicos.....	35
3.8.1 Ensaio de tração unidirecional	35
3.8.2 Ensaio de impacto.....	37
3.8.3 Ensaio de microdureza Vickers pós solda e ressolda	38

4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
4.1	Caracterização metalográfica da região goivada.....	39
4.2	Microdureza Vickers na goiva.....	48
4.3	Caracterização metalográfica da região soldada sem goivagem e goivada e ressoldada.....	51
4.4	Ensaio de microdureza Vickers (HV)	54
4.5	Ensaio de tração.....	56
4.6	Ensaio de impacto	57
4.7	Susceptibilidade à corrosão intergranular	58
4.8	Reativação potenciocinética em duplo loop (DL-EPR)	61
5	CONCLUSÕES.....	65
6	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	67
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	69

ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Tabela 1 - Composição química (%a) do aço ANBT 410, equivalente ao AISI 410. Fonte [8].	10
Tabela 2 - Efeito de tratamento térmico de revenimento nas propriedades mecânicas de um AISI 420 soldado por arco submerso. Adaptado de [35].	21
Tabela 3 - Requisitos de composição química (% em massa). Adaptado de [24].	24
Tabela 4 - Requisitos de propriedades mecânicas. Adaptado de [24].	25
Tabela 5 – Composição química do arame (% em massa) [25].	25
Tabela 6 - Grupos das amostras de acordo com o tratamento utilizado.	27
Tabela 7 - Parâmetros utilizados para definição da corrente e diâmetro do eletrodo para goivagem.....	27
Tabela 8 - Avaliação dos parâmetros de Goivagem em função de alguns critérios.	29
Tabela 9 – Condições ideais para avaliação de teste DL-EPR para sensibilização e suscetibilidade à corrosão intergranular para inoxidáveis ferríticos.....	35
Tabela 10 - Alterações metalúrgicas e inclusão de camada na superfície goivada com suas respectivas espessuras. Onde, LSE = lateral superior esquerda, LE = lateral esquerda, LD = lateral direita, LSD = lateral superior direita, NV = não verificado, NM = não medido.....	47

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1 - Efeito do teor de cromo na passividade dos aços inoxidáveis expostos durante 10 anos em uma atmosfera industrial. Fonte: Adaptado de [39]	5
Figura 2: Aços inoxidáveis série 400 desenvolvidos a partir do AISI 420 com alterações no balanceamento de cromo e carbono e com adição e outras ligas: adaptado [2]	7
Figura 3 - Diagrama pseudobinário do sistema Fe-C-Cr para um teor de cromo fixo em 12,5%. Adaptado de [6].	9
Figura 4: Curvas de temperatura em diferentes posições de uma junta soldada (a) e representação da distribuição de temperatura de soldagem em função da distância do eixo de solda (b) e diagrama de equilíbrio de fases Fe-C com os possíveis efeitos da temperatura sobre a microestrutura. Adaptado de [10]....	11
Figura 5: Representação da região de contorno de grãos onde ocorre a precipitação de carbonetos de cromo devido à sensitização, deixando as adjacências pobres em cromo. Adaptado de [11].	12
Figura 6 - Detalhe de uma trinca induzida pelo hidrogênio na ZTA [32]......	13
Figura 7: Estrutura cristalina da fase σ ; a) em um sistema Fe-Cr, onde “A” corresponde ao cromo e “B” ao ferro; b) representação esquemática dos sítios tetraédricos. Fonte [16]......	15
Figura 8 - Representação da estrutura cristalina da fase sigma em camadas em que $Z=0$, $\sim 1/4$, $\sim 3/4$ e $1/2$. As posições são iguais da figura anterior. Fonte [33].	15
Figura 9 – Representação da goivagem com indicação de algumas características do processo como polarização, localização do jato de ar, pressão de trabalho e sentido de goivagem. Fonte [17].	16
Figura 10 - Espectroscopia de fotoelétrons excitados por raios X. a) para superfície goivada e b) para superfície com 8 nm removido [19].	18
Figura 11 – Representação do efeito da goivagem com eletrodo de grafita no aço inoxidável AISI 304 no critério de contaminação da superfície goivada por carbono por diferentes métodos de limpeza e avaliação da sensitização. Adaptado de [44]	19

Figura 12 – Representação do processo de soldagem por arco submerso, indicando os principais elementos presente no processo de soldagem. Fonte: Adaptado de [21].	20
Figura 13 - Diagrama de alterações metalúrgicas durante a soldagem e seus efeitos na ZTA. Adaptado de [43].	22
Figura 14 – Fluxograma da metodologia empregada para obtenção das amostras.....	23
Figura 15 – Fluxograma das técnicas empregadas para avaliação de contaminação de carbono nas amostras soldadas.	24
Figura 16 – Esquema de corte para a fabricação dos chanfros.	26
Figura 17 – Especificação de geometria para o chanfro em V e parâmetros de soldagem (dimensões em milímetros).....	26
Figura 18 - Superfícies goivadas do aço inoxidável AISI 410 de acordo com os parâmetros de Goivagem da Tabela 7. (Sem escala).	28
Figura 19 - Formato da goiva. a) em V e b) em U.	28
Figura 20 - Localização da trilha para medição de microdureza Vickers ao longo da seção transversal da superfície goivada.	30
Figura 21 – Representação das amostras cortadas, (a) dimensões das amostras utilizada com indicação da região solda e ressoldada (goivada), (b) macrografia com ataque Villela indicando a região com solda inicial e região goivada e ressoldada.....	31
Figura 22 - Classificação das microestruturas conforme ASTM A763, sendo degrau em a), mista em b) e vala em c).....	32
Figura 23 - Representação da localização analisadas para o ensaio de susceptibilidade à corrosão intergranular para amostra goivada, (a) topo, (b) interface esquerda, (c) centro, (d) interface direita, (e) metal base e (f) raiz	33
Figura 24 - Potenciostato utilizado para realização da técnica de DL-EPR.....	34
Figura 25 – Célula eletroquímica utilizada com indicação dos eletrodos em (a) e localização do ensaio DL-EPR nas amostras goivadas e ressoldadas com eletrodo de grafita seguido por soldagem por arco submerso numa junta V em (b). Adaptado de [44].	34

Figura 26 - Máquina de ensaio de tração utilizada no laboratório de propriedades mecânicas do DEMa/UFSCar.	36
Figura 27 - Corpos de provas utilizados para o ensaio de tração, (a) Detalhe da região com solda inicial e a região goivada e ressoldada alocada na área útil e (b) corpos de prova da amostra goivada e ressoldada usinadas em centro de usinagem.....	36
Figura 28 - Máquina para ensaio de impacto no laboratório de propriedades mecânicas do DEMa/UFSCar.	37
Figura 29 - Corpos de provas utilizados para o ensaio de impacto, (a) Detalhe da região com solda inicial e a região goivada e ressoldada alocada na área útil e (b) corpos de prova da amostra goivada e ressoldada usinadas em centro de usinagem.....	38
Figura 30 - Detalhe da indentação realizada (a), Indicação dos locais escolhidos para análise de microdureza Vickers (b).	38
Figura 31 – Macrografia aço AISI 410 goiva 04, eletrodo de $\frac{1}{4}$ " de diâmetro, corrente de 110 A (baixa).	39
Figura 32 - Micrografias aço AISI 410 goiva 04, eletrodo $\frac{1}{4}$ " de diâmetro, corrente de 110 A, (a) lateral esquerda superior da goiva, (b) região central da goiva, (c) região central maior magnificação e (d) lateral direita superior.	40
Figura 33 - Macrografia aço AISI 410 goiva 07, eletrodo $\frac{1}{4}$ " de diâmetro, corrente de 200 A (alta).	41
Figura 34 - Micrografia goiva 07, eletrodo $\frac{1}{4}$ " de diâmetro, corrente de 200 A, (a), (b) e (c) lateral esquerda da goiva, (d) e (e) região central da goiva, (f), (g) e (h) região lateral direita da goiva.	42
Figura 35 - Macrografia aço AISI 410 goiva 13, eletrodo de $\frac{3}{8}$ " de diâmetro, corrente de 190 A (baixa).	43
Figura 36 - Micrografias aço AISI 410 goiva 13, eletrodo de $\frac{3}{8}$ " de diâmetro, corrente de 190 A, (a) lateral esquerda superior da goiva, (b) região central da goiva e (c) lateral direita.	44
Figura 37 - Macrografia aço AISI 410 goiva 18, eletrodo de $\frac{3}{8}$ " de diâmetro, corrente de 290 A (alta).	45

Figura 38 - Micrografias aço AISI 410 goiva 18, eletrodo de 3/8" de diâmetro, corrente de 290 A, (a) lateral esquerda superior da goiva, (b) região central da goiva e (c) lateral direita.	45
Figura 39 - Perfil de dureza na adjacência da goiva 7 sem limpeza.	49
Figura 40 - Micrografia da amostra soldada sem goivagem em Metal base (A e B), ZTA à esquerda da região soldada (C e D) e região soldada (E e F) com ampliações de 50X e 200X respectivamente.	52
Figura 41 - Micrografia da amostra goivada e ressoldada em ZTA à esquerda da Solda (A e B), região goivada e ressoldada (C e D) e ZTA da região goivada (E e F) com ampliações de 50X e 200X respectivamente.	53
Figura 42 - Microdureza Vickers para amostra soldada sem goivagem, nas regiões metal base, interface e solda.	54
Figura 43 - Microdureza Vickers para as amostras goivada e ressoldada para as regiões metal base, interface, goiva e solda.	55
Figura 44 - Tensão de escoamento e tensão limite de resistência das amostras metal base, solda sem goiva e goivado e ressoldado.	57
Figura 45 - Energia absorvida para as amostras metal base, solda sem goiva e goivado e soldado.	58
Figura 46 - Micrografia 500x da amostra soldada sem goivagem, (a) topo, (b) interface esquerda, (c) centro, (d) interface direita, (e) metal base e (f) raiz. ...	59
Figura 47 - Micrografia 500x da amostra goivada e ressoldada, (a) topo, (b) interface esquerda, (c) centro, (d) interface direita, (e) metal base e (f) raiz. ...	60
Figura 48 - Resultado do ensaio de reativação potenciocinética em duplo loop para a amostra com solda sem goivagem. a) Curva característica do ensaio DL-EPR; b) gráfico do grau de sensitização (I_r/I_a), comparando as regiões metal base, interface e solda.	61
Figura 49 - Resultado do ensaio de reativação potenciocinética em duplo loop para a amostra goivada e ressoldada. a) Curva característica do ensaio DL-EPR; b) gráfico do grau de sensitização (I_r/I_a), comparando as regiões interface, soldada e goivada.	62

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

A	Ampère
ABNT	Associação brasileira de normas técnicas
AISI	<i>American iron steel institute</i>
ASTM	<i>American standard for testing of materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
C.A.M.S.	<i>Computer Assisted Microhardness Testing System</i>
CCC	Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cristalina cúbica de faces centrada
CP	Corpo de prova
DEMa	Departamento de Engenharia de Materiais
DL-EPR	Reativação eletroquímica potenciocinética em duplo loop
ECS	Eletrodo de referência de calomelano saturado
EDS:	<i>Energy dispersive spectrometry</i> (Espectrometria por dispersão de energia)
HRC	<i>Hardness rockwell C</i> (Dureza rockwell C)
HV	<i>Hardness vickers</i> (Dureza vickers)
I_a	Densidade de corrente de ativação
I_r	Densidade de corrente de reativação
ISO	<i>International organization for standardization</i> (Organização Internacional para padronização)
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
NBR	Norma brasileira
SAW	<i>Submerged arc Welding</i> (Soldagem por arco submerso)
S-L	Sólido-líquido
SRC	Super-resfriamento constitucional
TCC	Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado
UNS	<i>Unified numbering system</i> (Sistema de numeração unificado)
XPS	<i>X-ray photoelectron spectroscopy</i> (espectroscopia de fotoelétrons excitados por raio-x)

ZTA	Zona termicamente afetada
%p	Percentual em peso
α	Alfa
α'	Alfa linha
σ	Sigma
χ	Chi
μ	micras

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis têm grande importância em aplicações industriais, como nos ramos de petróleo e gás. Tal importância é devido a alta resistência à corrosão, principal diferencial se comparado ao aço carbono.

A resistência à corrosão, nos inoxidáveis, é assegurada pela adição de cromo na liga em solução sólida, em valores tipicamente superiores à 10,5 %p. Aços inoxidáveis formam, espontaneamente, um filme protetor de compostos ricos em óxido de ferro e de cromo, denominado filme passivo. A excelente resistência a corrosão deste material está relacionada com a estabilidade dos compostos de cromo-oxigênio [3]. A presença do filme passivo confere baixas taxas de corrosão em uma ampla gama de aplicações, já que representa uma barreira densa e aderente ao substrato limitando o acesso de agentes corrosivos à superfície “nua” do metal. A integridade e estabilidade do filme passivo é fundamental para a efetiva proteção de componentes metálicos expostos à agentes corrosivos externos como íons cloretos. A formação de fases deletérias como fases sigma (σ), chi (χ) e carbonetos podem resultar em filme passivo menos protetor, criando regiões susceptíveis à corrosão por pites, por frestas, sob tensão e intergranular [38].

Os aços inoxidáveis podem ser classificados em função dos elementos de liga presente, determinando assim sua microestrutura, que por sua vez define o desempenho do material. Podem ser classificados em austeníticos, ferríticos, martensíticos, endurecidos por precipitação e duplex (ferrítico-austeníticos).

Diante da importância dos aços inoxidáveis, foi selecionado o da classe AISI 410, também conhecido como UNS 41000. Tal classe de aço inoxidável é muito utilizada nas indústrias de petróleo e gás, por aliar resistência mecânica e resistência à corrosão. O estudo da região soldada é muito importante, pois o processo de soldagem é muito utilizado nas indústrias durante a fabricação e/ou reparação de equipamentos [1]. Representa também um aço de menor custo dentre os aços inoxidáveis, devido à ausência de Mo e Ni, além de valores de Cr perto do limite inferior típico de aços inoxidáveis (10,5 %p).

Processos de corte e soldagem são necessários para a confecção e reparos de componentes de engenharia a serem empregados na indústria petroquímica. A goivagem com eletrodo de grafita consiste num arco elétrico gerado entre a ponta do eletrodo de carbono e o material de forma que o material de base fundido seja expelido da peça por um forte jato de ar deixando uma vala, denominada goiva. O processo de corte por goivagem é muito utilizado na indústria por ter boa produtividade, ser simples e de custo relativamente baixo, e é empregado para a remoção de defeitos em soldas e na preparação de juntas a serem soldadas em aço carbono; porém, o processo tem sido evitado para aços inoxidáveis pela possibilidade do aumento do teor de carbono na região da goiva, favorecendo a sensitização e consequente perda da resistência a corrosão.

Dentre os diversos processos de soldagem, o de arco submerso é muito utilizada na fabricação de vasos de pressão, dutos e estruturas na indústria de óleo e gás devido à alta taxa de deposição, excelente penetração, permitindo uma junta soldada com qualidade e ótimo acabamento superficial [40].

Não foi encontrado nenhum estudo que demonstre que a goivagem com eletrodo de grafita seguido de soldagem pelo processo de arco submerso em aços inoxidáveis ferríticos realmente tenha influência negativa no comportamento mecânico e eletroquímico da junta soldada. Informações confiáveis sobre a utilização da goivagem com eletrodo de grafite poderiam levar a um grande aumento da produtividade, visto que o esmerilhamento é a prática mais frequente nas indústrias, que além de ser um processo lento é mais caro que a goivagem.

Nesse estudo todas as amostras do AISI 410 que foram avaliadas passaram pelo processo de soldagem por arco submerso, em seguida foram divididas em três grupos distintos, de acordo com os processos que foram submetidos posteriormente. O primeiro grupo de amostras é o material como recebido. O segundo foi apenas soldado. O terceiro grupo foi soldado, como o grupo anterior, porém passou pelo processo de goivagem e foi ressoldado, destacando que não foi realizado nenhum tipo de limpeza prévia à ressolda.

O grau de sensitização das juntas soldadas foi avaliado pela técnica de reativação eletroquímica potenciocinética em duplo loop (DL-EPR), baseada na *International Standard (ISO 12732, 2006) Corrosion of metals and alloys – Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using the double loop method (based on the Cihal's method)* [22]. Os resultados de DL-EPR foram correlacionados com os resultados de ataque eletrolítico em ácido oxálico, para avaliar a susceptibilidade a corrosão intergranular segundo a *ASTM A763-15, 2015), Practice W, Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Ferritic Stainless Steels* [29]. A resistência à tração foi avaliada de acordo com a norma *ASTM E8/E8M-21, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials* [30] e a resistência ao impacto através de ensaio Charpy de acordo com a *ASTM E23-18, Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials* [23]. A dureza foi avaliada de acordo com a *ASTM E384-22, Standart test method for microindentation hardness of materials* [46].

OBJETIVO

Avaliar o efeito da remoção da junta soldada por arco submerso, através da goivagem a arco elétrico com eletrodo de grafita, seguida de ressolda pelo mesmo processo nas propriedades mecânicas e eletroquímicas, e se a goivagem a arco elétrico com eletrodo de grafita possui características que indiquem seu uso seguro em componentes da indústria petroquímica.

2 REVISÃO DA LITERATURA

Neste capítulo é feita uma revisão da literatura abordando os temas propostos no trabalho. A princípio é definido o aço inoxidável, com ênfase ao AISI 410. Em seguida é exposto a técnica de goivagem com eletrodo de grafita e sobre o processo de soldagem à arco submerso, com as alterações metalúrgicas causadas no aço inoxidável, discutindo os efeitos da goivagem e soldagem na sensitização, na susceptibilidade à corrosão intergranular, nas propriedades mecânicas de tração e de tenacidade.

2.1 Aços inoxidáveis

O termo aço inoxidável é empregado para as ligas Fe-Cr com teor mínimo de Cr de 10,5% (em peso); a partir desse percentual ligas ferrosas apresentam excelente resistência a corrosão em diversas aplicações, como exemplificado para corrosão atmosférica na Figura 1 [1].

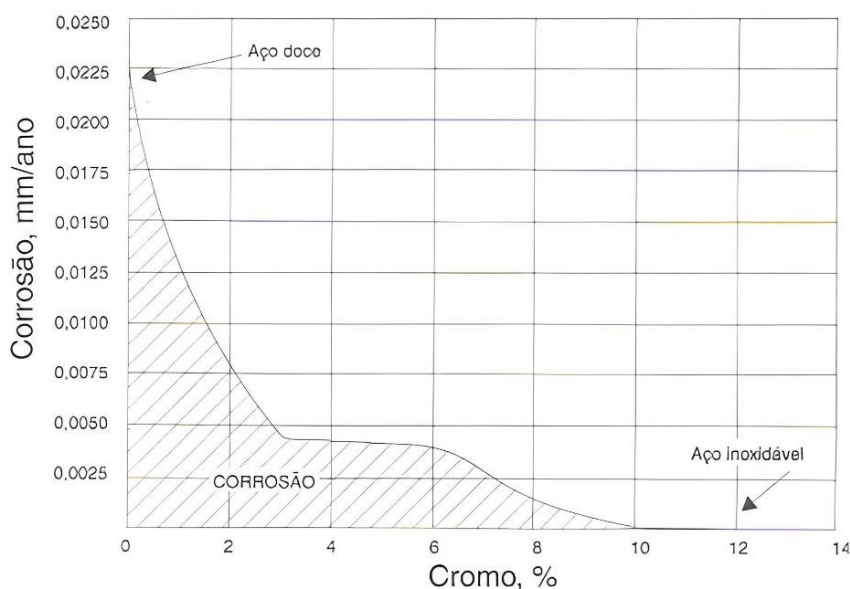


Figura 1 - Efeito do teor de cromo na passividade dos aços inoxidáveis expostos durante 10 anos em uma atmosfera industrial. Fonte: Adaptado de [39]

O surgimento dos aços inoxidáveis se deu através de estudos realizados em 1912. Na Inglaterra foi estudado de uma liga ferro-cromo (Fe-Cr) com aproximadamente 13% de cromo, que hoje seria uma liga próxima ao AISI 420 e na Alemanha, no mesmo ano, a liga em estudo foi a liga Ferro-Cromo-Níquel (Fe-Cr-Ni), uma liga próxima ao AISI 302 [2].

O cromo presente em solução sólida na liga se combina espontaneamente com o oxigênio e com a água (umidade) da atmosfera formando hidróxidos, oxihidróxidos e óxidos de cromo e ferro, uma camada muito fina, de aproximadamente 5 nm, comumente chamada de filme passivo. No filme passivo ainda pode ser considerada duas regiões, uma próxima ao metal onde predominam os óxidos, e outra mais externa (próxima ao ambiente) onde predominam os hidróxidos. A camada formada na superfície do material é responsável pela proteção à ataques de agentes corrosivos presente na maior parte dos meios em que estão expostos [3,4].

Existem várias classificações dos aços inoxidáveis; do ponto de vista metalúrgico são divididos basicamente em cinco tipos distintos, os austeníticos, os ferríticos, os martensíticos, os endurecidos por precipitação e o duplex. Nesse trabalho foi utilizado o AISI 410, que pode apresentar estrutura ferrítica ou martensítica, por serem facilmente temperáveis.

2.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas compostas basicamente por Fe-Cr (10,5 – 30%), sua estrutura é cúbica de corpo centrado (CCC) e é magnético. O tratamento térmico mais usual a essa classe de inoxidáveis é o recozimento, utilizado para o aliviar as tensões resultantes de processos de conformação à frio, melhorando sua ductilidade [5].

O aço inoxidável ferrítico mais comum é o AISI 430, o qual possui boa resistência a corrosão, mas é limitado quando se fala em soldagem devido a formação de carbonetos de cromo e o crescimento excessivo de grãos na região termicamente afetada. Uma alternativa é adicionar elementos estabilizadores como titânio e nióbio [2].

A adição de níquel na liga, dá origem ao aço inoxidável austenítico, sendo o AISI 304 o mais popular dessa classe. O aço inoxidável austenítico tem melhor desempenho que o ferrítico no quesito soldabilidade, também pode ser utilizado numa grande faixa de temperatura, desde baixíssimas temperaturas (criogênicas) até altas temperaturas (1150 °C). Apresenta também maior resistência a corrosão por pites e por frestas, mas quando a resistência a corrosão é por tensão, o ferrítico é preferível, pois, é praticamente imune a esse tipo de fenômeno [2].

O aço inoxidável ferrítico, que possui baixa dureza e boa ductilidade, é da mesma família do martensítico, tendo como diferença entre estas ligas, os teores de cromo e carbono, e principalmente a necessidade de submeter a liga ao tratamento térmico de têmpera, para que ocorra um aumento significativo da dureza. O aço martensítico AISI 420 é o aço de base da chamada série AISI 400, a partir da qual outras ligas foram desenvolvidas, como pode ser observado na Figura 2.

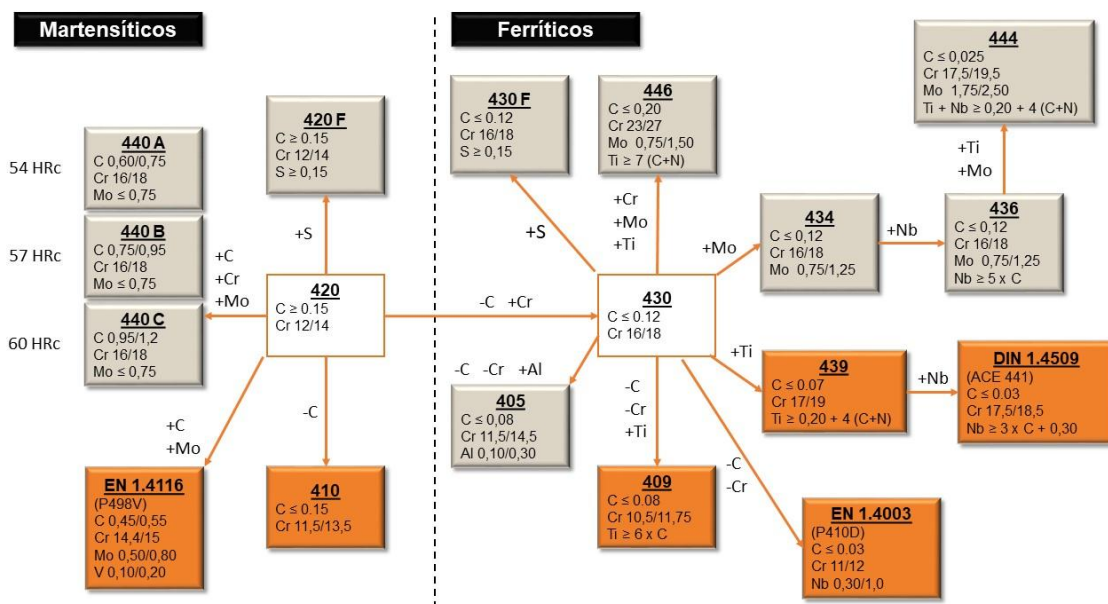


Figura 2: Aços inoxidáveis série 400 desenvolvidos a partir do AISI 420 com alterações no balanceamento de cromo e carbono e com adição e outras ligas: adaptado [2]

2.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) ou tetragonal de corpo centrado (TCC), se estiver na condição temperado. A característica mais importante desse aço é a possibilidade de ser endurecido quando submetido ao tratamento de têmpera, possível graças ao balanceamento na composição química do cromo e do carbono, de forma que a austenita possa ser transformada em martensita, se a liga for submetida a um aquecimento acima da temperatura de austenitização (entre 980 °C e 1070 °C) e sofrer um rápido resfriamento, resultando em aumento de resistência mecânica e de dureza (podendo variar desde 22 HRC até 62 HRC) [6].

A correta seleção da temperatura de austenitização para têmpera é importante para a completa dissolução dos carbonetos presente na liga, de modo a enriquecer a matriz em cromo e carbono, assim, o enriquecimento de cromo melhora a resistência a corrosão e o carbono favorece o aumento da dureza. Para o aço inoxidável AISI 410, objeto desse trabalho, quando aquecido acima de 1000 °C encontra-se em uma região de estabilidade da austenita como mostrado na Figura 3, ou seja, sem a presença de carbonetos, assim após a têmpera a microestrutura deverá ser apenas martensítica.

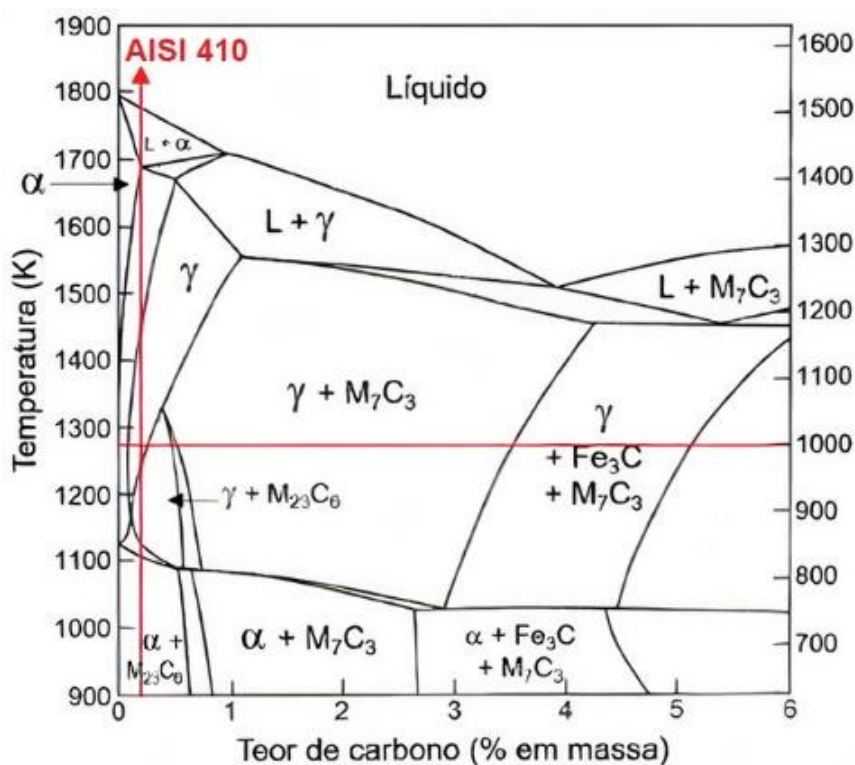


Figura 3 - Diagrama pseudobinário do sistema Fe-C-Cr para um teor de cromo fixo em 12,5%. Adaptado de [6].

Normalmente são utilizadas ligas martensíticas onde o desempenho mecânico é requisito fundamental, mas não se pode renunciar de boa resistência a corrosão. Cuidado deve ser tomado para componentes que exigem elevada tenacidade, onde a microestrutura ferrítica é desejável. Os aços inoxidáveis martensíticos normalmente possuem teor de Cr 12% - 17% (em peso), 0,4% de Ni e 0,01-0,1% de C. Outros elementos podem ser adicionados, para modificar algumas propriedades específicas, como o Mo, V, Cu, N entre outros, aumentando a resistência a corrosão, acelerando a formação do filme passivo, aumentando a dureza, e até fornecendo propriedades antibacteriana a superfície [7].

Para o aço inoxidável martensítico AISI 410, os elementos químicos são listados na Tabela 1, conforme ABNT NBR 5601 [8].

Tabela 1 - Composição química (%a) do aço ANBT 410, equivalente ao AISI 410. Fonte [8].

Elementos	C	Mn	Si	P	S	Cr	Fe
Composição %	0,08 – 0,15	1,00	1,00	0,04	0,03	11,50 – 13,50	Bal.

2.2 Soldabilidade de aço inoxidável

De forma geral, a soldabilidade se refere a capacidade de um material ser soldado, sem que o processo produza defeitos que comprometam as propriedades da liga utilizada, tais como porosidade, inclusões e descontinuidades.

Dentro das cinco classes de inoxidáveis, os martensíticos são considerados os que requerem mais cuidados na soldagem, devido à sua resposta aos ciclos térmicos, intrínseco ao processo. [31]

Na soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos, o problema mais comum encontrado é a corrosão intergranular causada pelo fenômeno da sensitização, que ocorre na zona termicamente afetada (ZTA), Figura 4, ou seja, em regiões onde a temperatura atinge valores entre 400 °C até 900 °C por tempo suficiente para promover a precipitação de carbonetos de cromo, levando a formação de zonas empobrecidas de cromo nos limites de contornos de grão, Figura 5 [9]. Também pode ser considerado a formação de martensita na região termicamente afetada, deixando a ZTA fragilizada.

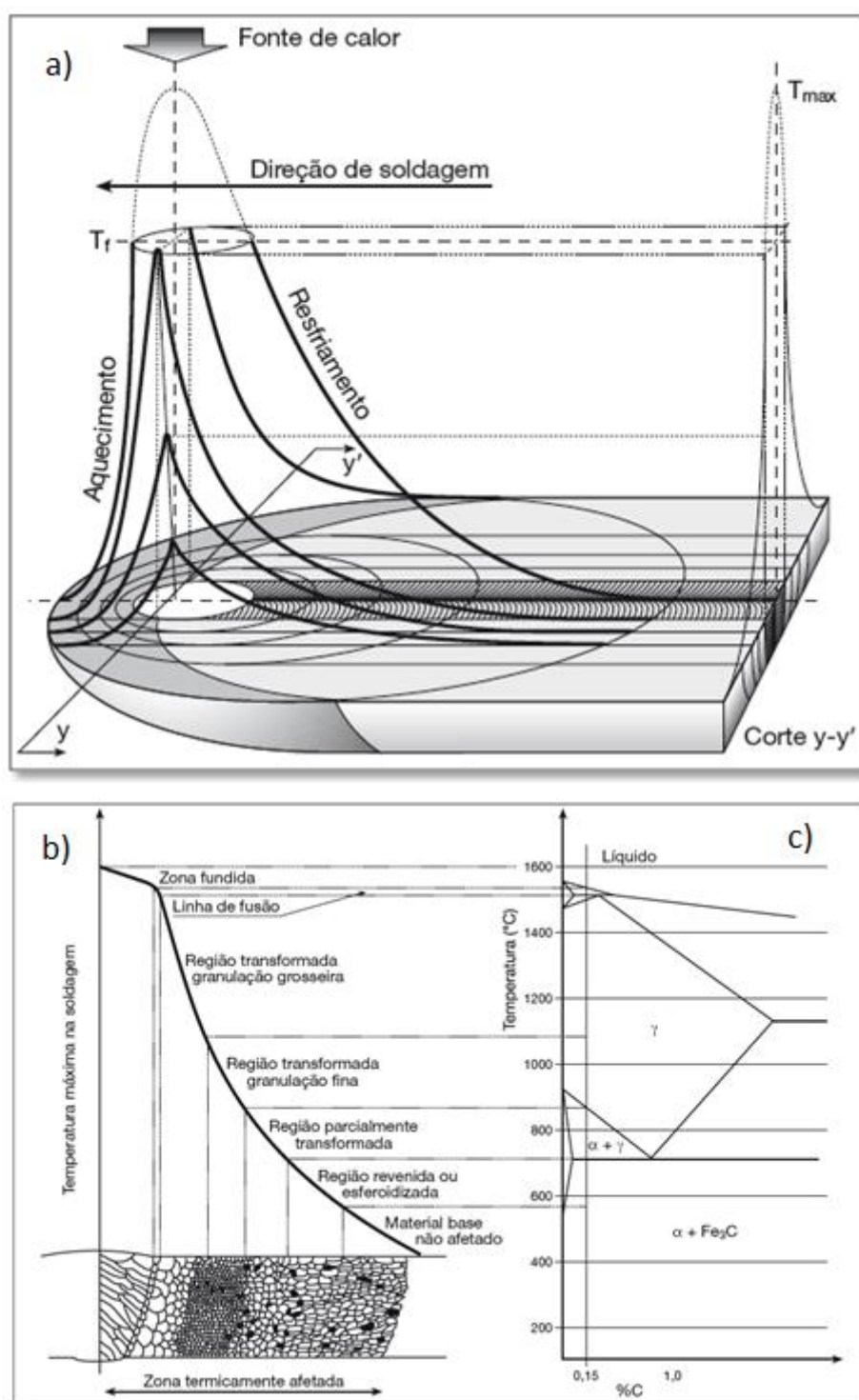


Figura 4: Curvas de temperatura em diferentes posições de uma junta soldada (a) e representação da distribuição de temperatura de soldagem em função da distância do eixo de solda (b) e diagrama de equilíbrio de fases Fe-C com os possíveis efeitos da temperatura sobre a microestrutura. Adaptado de [10].

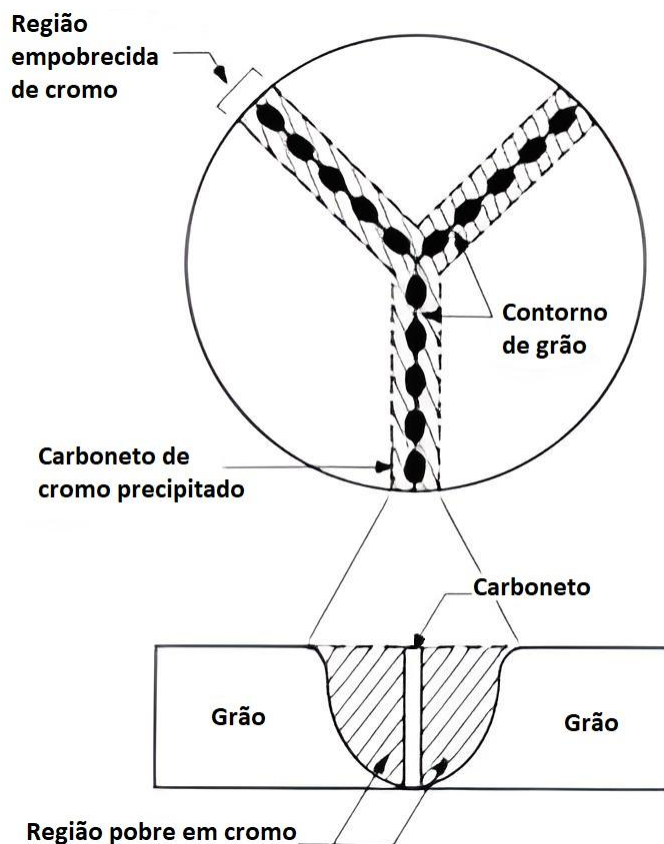


Figura 5: Representação da região de contorno de grãos onde ocorre a precipitação de carbonetos de cromo devido à sensitização, deixando as adjacências pobres em cromo. Adaptado de [11].

A intensidade do fenômeno de sensitização é afetado por vários fatores, como o processo de soldagem utilizado, a energia de soldagem selecionada, o tempo de exposição a temperaturas onde fenômenos de precipitação ocorrem e a quantidade de carbono no metal base e no metal de adição [12].

Singh afirma que o aço inoxidável tipo 410 (0,08% C e 12% Cr) após soldado, terá uma estrutura martensítica na ZTA e que o alto gradiente de temperatura, a baixa condutividade térmica, associado a mudanças volumétricas durante a transformação de fases pode levar ao surgimento de fissuras induzidas por hidrogênio, como mostrado na Figura 6, assim os eletrodos devem ter baixo teor de hidrogênio.

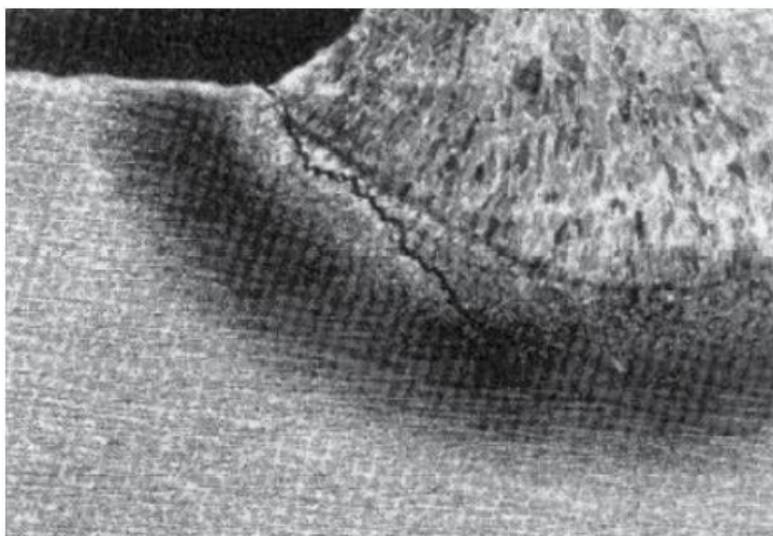


Figura 6 - Detalhe de uma trinca induzida pelo hidrogênio na ZTA [32].

Durante a soldagem, o hidrogênio é introduzido na poça de fusão e difundido na direção do metal de base. A origem do hidrogênio introduzido na poça de fusão tem três principais fontes: [32]

- A umidade, que pode ser da cobertura do eletrodo, do fluxo usado, no gás de proteção e no ambiente.
- A decomposição de material orgânico da cobertura de eletrodo celulósico.
- Contaminantes contendo hidrocarbonetos, como óleo, graxa, fluido de corte, no metal de adição ou na superfície do metal de base.

Lippold ainda afirma que para ocorrer a fratura induzida por hidrogênio são necessários a ocorrência simultânea de quatro fatores: i) a presença de certa quantidade de hidrogênio dissolvido no metal, ii) uma microestrutura frágil, iii) tensões residuais e iv) temperatura entre -100 °C e 200 °C. A abordagem mais comum do ponto de vista da soldagem é controlar a microestrutura pela composição, a utilização de eletrodos que liberem a menor quantidade possível de hidrogênio, e o controle do ciclo térmico para minimizar a absorção de hidrogênio [32].

Singh recomenda a utilização de eletrodos com baixo teor de hidrogênio, o pré-aquecimento e o controle da temperatura entre passes, com temperaturas próximas aos 200 °C, para evitar tais fissuras [13].

Um estudo realizado por Kumar com aço inoxidável austenítico AISI 304 soldado pelo processo TIG sugere que quanto maior o aporte térmico durante a soldagem, maior é a ZTA e o tamanho de grão nessa região, resultando em uma diminuição na ductilidade e da resistência à tração da liga [14].

Demo afirma que aços inoxidáveis ferríticos Fe-Cr, que possuam teor de cromo acima de 13% não podem ser endurecidos de forma relevante pelo método clássico, ou seja, aquecimento para que ocorra a transformação da fase alfa em gama, seguida de resfriamento rápido. Os mecanismos de endurecimento não são desejáveis, visto que a liga fica fragilizada, tornando-a menos dúctil e tenaz à temperatura ambiente. Esse mecanismo chamado de mecanismo de fragilização pode ocorrer pela precipitação da fase sigma (σ) ou pela fragilização à 475 °C [15].

A fase σ , que é um intermetálico, é descrita para vários sistemas binários, contém trinta átomos por célula unitária, é dura, não magnética e tem célula unitária tetragonal de corpo centrado (TCC), sua precipitação ocorre nos contornos de grão em ligas Fe-Cr com teor de cromo de 20% até 70% quando exposta a temperaturas entre 500 °C e 800 °C. Joubert afirma que a fase sigma deve ser evitada nos aços por sua fragilidade, sendo responsável pela diminuição da resistência mecânica e à corrosão. A fase σ tem teor de cromo entre 45% e 50% em peso e se forma quando dois metais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) e cúbica de face centrada (CFC) são ligados entre si, e se os raios atômicos não tenham diferença superior a 8%. A estrutura cristalina da fase σ pode ser vista na Figura 7 e os locais (2a, 4f, 8i₁, 8i₂ e 8j) na Figura 8 [15, 16, 33, 34].

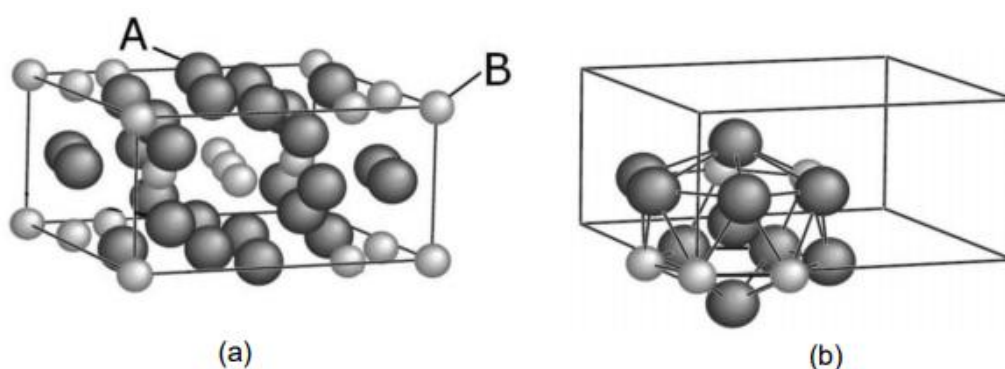


Figura 7: Estrutura cristalina da fase σ ; a) em um sistema Fe-Cr, onde “A” corresponde ao cromo e “B” ao ferro; b) representação esquemática dos sítios tetraédricos. Fonte [16].

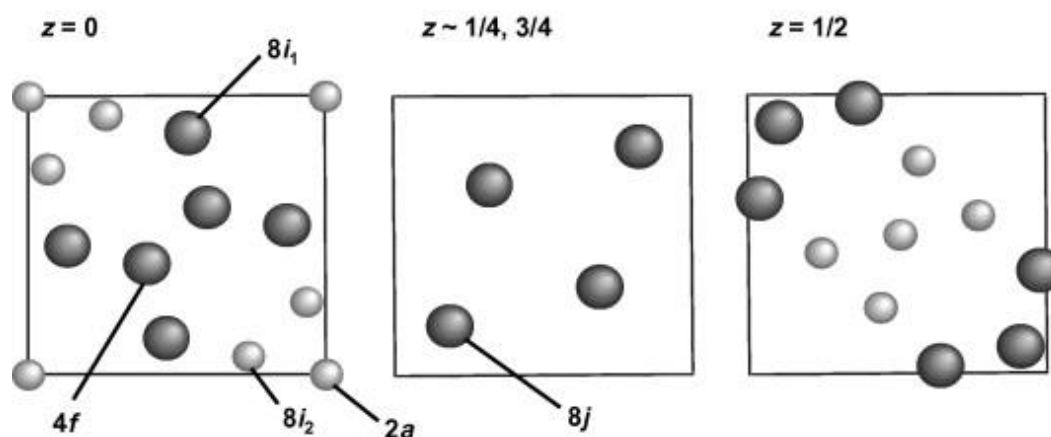


Figura 8 - Representação da estrutura cristalina da fase sigma em camadas em que $Z=0$, $\sim 1/4$, $\sim 3/4$ e $1/2$. As posições são iguais da figura anterior. Fonte [33].

A fragilização à 475 °C ocorre em ligas Fe-Cr, com teor de cromo de 15% a 70%, quando é aquecida por um longo período em temperaturas entre 400 °C e 540 °C, devido a precipitação de uma fase rica em cromo denominada α' . Quando a liga retorna a temperatura ambiente, observa-se um aumento em dureza e a resistência a tração, porém, com diminuição na ductilidade e a resistência ao impacto [15].

2.3 Goivagem à arco elétrico com eletrodo de grafita

A técnica de goivagem é utilizada em vários segmentos como o de óleo e gás, químico, mineração, principalmente no preparo de juntas soldadas e na manutenção de estruturas fabricadas em aço ao carbono e unidas por solda, e na remoção de soldas defeituosas.

A Figura 9 ilustra o processo de goivagem a arco elétrico com eletrodo de grafita. Tal processo consiste em remover o material fundido, devido ao arco elétrico gerado entre o eletrodo e a peça, com um forte jato de ar direcionado na poça de fusão.

O processo de goivagem é eficiente e de baixo custo, se comparado com o esmerilhamento e corte, e pode ser aplicado a praticamente qualquer metal ferroso ou não ferroso como, aço carbono, aço inoxidável, alumínio, ligas de cobre, entre outras.

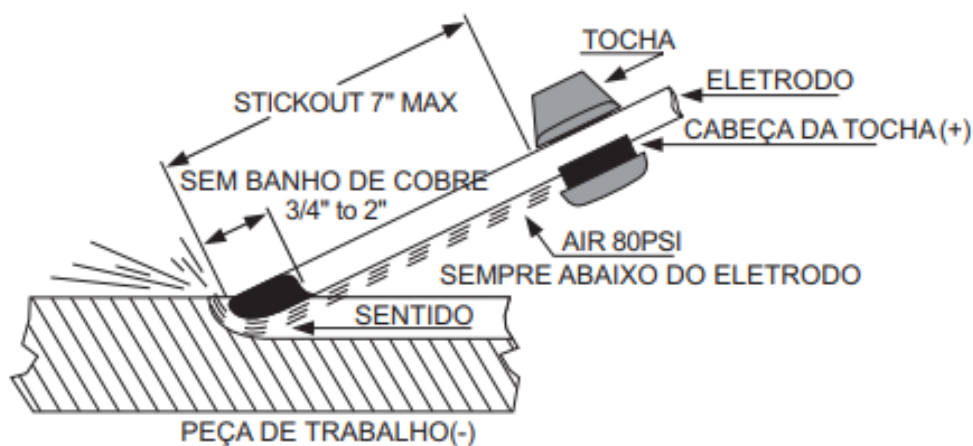


Figura 9 – Representação da goivagem com indicação de algumas características do processo como polarização, localização do jato de ar, pressão de trabalho e sentido de goivagem. Fonte [17].

As altas temperaturas, típicas do processo, que chegam facilmente aos 2000 °C, podem causar danos no material de trabalho como aumento da concentração de carbono na região da goiva, formação de microfissuras e tensões residuais, levando a falhas espontâneas ou por fadiga e alterações

microestruturais na zona termicamente afetada (ZTA) durante ou após o processo de goivagem [17, 18].

A goivagem é controversa para utilização em aços inoxidáveis, pois, acredita-se que ocorra um depósito excessivo de carbono proveniente do eletrodo, na superfície goivada, facilitando a precipitação de carbonetos de cromo e levando a ocorrência de sensitização na região da goiva.

Em um estudo realizado por McPherson em aços inoxidáveis austeníticos tipo 316LN, com consumíveis 317 L, três amostras foram preparadas para avaliar os diferentes tratamentos na superfície goivada, sendo a primeira esmerilhada, a segunda escovada e a terceira sem nenhum tipo de tratamento posterior. Através da técnica de espectroscopia de fotoelétrons excitados por Raios-x (XPS) foi possível identificar uma camada de carbono, nitrogênio e oxigênio depositada na superfície da amostra que não passou por nenhum tratamento. O carbono depositado teve como origem o eletrodo usado na goivagem, o oxigênio e nitrogênio foram coletados da atmosfera. Posteriormente, foi realizada uma limpeza superficial com bombardeio de argônio, assim o sinal de carbono foi reduzido, o sinal de nitrogênio desapareceu e o de oxigênio permaneceu como pode ser visualizado na Figura 10 [19].

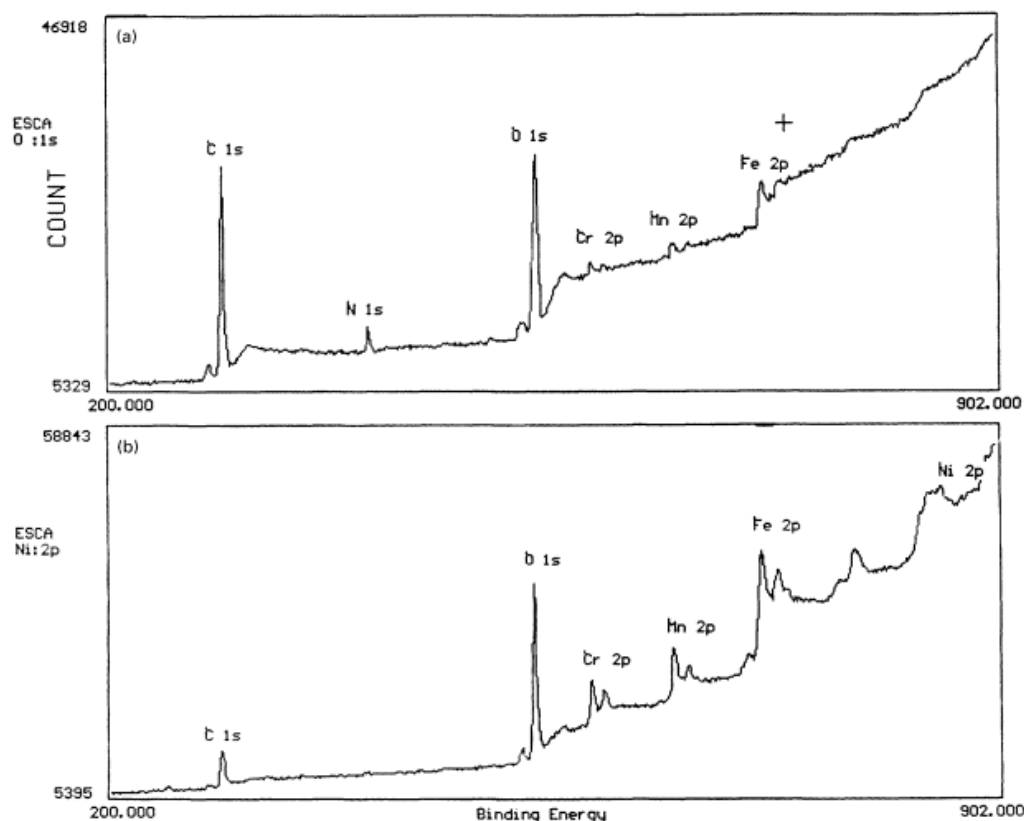


Figura 10 - Espectroscopia de fotoelétrons excitados por raios X. a) para superfície goivada e b) para superfície com 8 nm removido [19].

Nova limpeza com bombardeio de argônio foi realizada e a espessura da camada de carbono depositada não foi superior a 60 nm e a região goivada não resultou em uma microestrutura prejudicial quando comparada com as amostras de controle, dessa forma a camada depositada foi considerada não prejudicial. [19]

Em outro estudo realizado por Koga et al., a goivagem com eletrodo de grafita em aço inoxidável austeníticos AISI 304 resultou na contaminação da superfície da goiva com carbono. Métodos de limpeza semelhantes ao trabalho de McPherson foram realizados, ou seja, escovação e retificação, como pode ser visto na Figura 11. O grau de sensitização foi avaliado por DL-EPR utilizando o índice I_r/I_a (%) e foram encontrados valores próximos a 70% na superfície goivada sem limpeza, 47,8% na goiva escovada e de 2,7% na goiva retificada. A ISO 12732, 2006 coloca valores de $I_r/I_a < 1\%$ como não sensitizado, $1\% < I_r/I_a < 5\%$ como parcialmente sensitizado e $I_r/I_a > 5\%$ como sensitizado [44, 22].

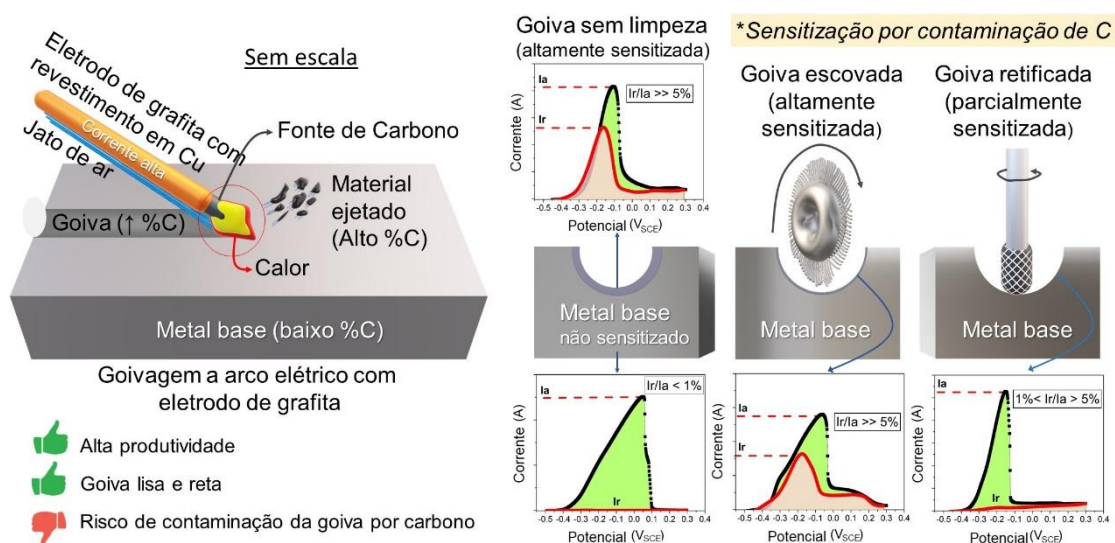


Figura 11 – Representação do efeito da goivagem com eletrodo de grafita no aço inoxidável AISI 304 no critério de contaminação da superfície goivada por carbono por diferentes métodos de limpeza e avaliação da sensibilidade. Adaptado de [44]

2.4 Soldagem à arco submerso

Na soldagem por arco submerso, o arco elétrico, formado entre o eletrodo e a peça a ser soldada, fica submerso no fluxo (composto mineral granulado), dessa forma a luminosidade gerada pelo arco não é visível, não há respingos nem faíscas ou fumos, características típicas de processos de soldagem por arco aberto. O fluxo age como fundente, protege contra a contaminação atmosférica e concentra o calor na peça. O processo é representado na Figura 12.

Muito utilizado na indústria de equipamentos pesados, na fabricação de navios e plataformas marítimas, em trocadores de calor, entre outras. É um processo rápido e econômico pois tem alto grau de automatização, podendo ser executado em até um terço do tempo se comparado ao processo de eletrodo revestido, também tem como vantagem o rendimento, visto que não há perdas de material por projeções ou respingos, além da alta taxa de deposição de material e boa integridade do metal de solda.

Com desvantagem pode ser citada a limitação de posição de soldagem, devendo ser plana, devido a sustentação do fluxo sobre a poça de solda e para que a poça fundida não escorra, prática que não é possível em outras posições de soldagem [20, 21].

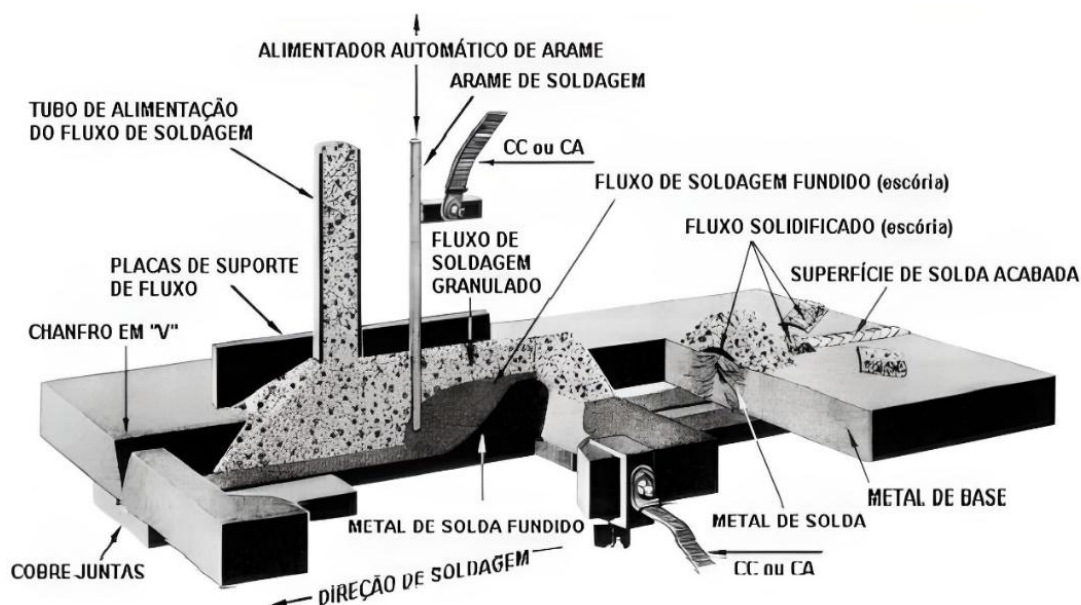


Figura 12 – Representação do processo de soldagem por arco submerso, indicando os principais elementos presente no processo de soldagem. Fonte: Adaptado de [21].

Um fator importante a ser observado na soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos é o aumento da dureza na ZTA devido à formação de martensita frágil, independente da condição anterior do material, ou seja, a ZTA estará numa condição “como temperada” após a soldagem e poderá ocorrer a presença de grãos grosseiros na ZTA favorecendo a queda na resistência mecânica. Assim, pré-aquecimento e pós-aquecimento devem ser considerados para mitigar os efeitos da soldagem na ZTA. Baghjari considerou o efeito de algumas temperaturas usadas no tratamento de revenimento pós soldagem por arco submerso, conforme Tabela 2 para o AISI 420 [35].

Tabela 2 - Efeito de tratamento térmico de revenimento nas propriedades mecânicas de um AISI 420 soldado por arco submerso. Adaptado de [35].

Temperatura de revenimento (°C)	Dureza (Rockwell C)	Resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)
Como soldado	52	-	-
425	48	1578	2
480	48	1364	3
535	36	1040	3
600	30	971	15
650	27	882	17

Outro problema a ser considerado é a possibilidade de sensitização, devido à alta temperatura do processo, levando o material a perder a resistência a corrosão na ZTA, dessa forma tratamento térmico pós soldagem é requisito fundamental para evitar a corrosão intergranular.

A ZTA é considerada uma região frágil em componentes soldados, principalmente pela propagação instável de trincas, devido aos ciclos térmicos durante o processo de soldagem, levando a ZTA a tensões residuais de tração e a alterações na microestrutura, afetando a confiabilidade para aplicações de alta responsabilidade [41].

Mohammadijoo afirma que a tenacidade a fratura é afetada negativamente na ZTA devido ao alto aporte térmico durante a soldagem, em particular na região com grãos grosseiros, próxima a zona fundida, favorecendo o surgimento de trincas [42].

Num estudo realizado por Lomozik com aços de baixa liga, afirma-se que o ciclo térmico de soldagem causa várias alterações metalúrgicas não homogêneas ao longo da ZTA, assim cada estrutura presente tem uma propriedade mecânica diferente. Estas alterações podem ocorrer durante o aquecimento ou o resfriamento. No aquecimento pode ocorrer a austenitização, o crescimento de grãos da austenita e a solubilização de carbonetos; já no resfriamento, pode ocorrer a precipitação de carbonetos e o seu crescimento e a formação da martensita. A Figura 13 ilustra as alterações metalúrgicas na ZTA, durante o ciclo térmico de soldagem e o efeito dessas alterações nas propriedades mecânicas [43].

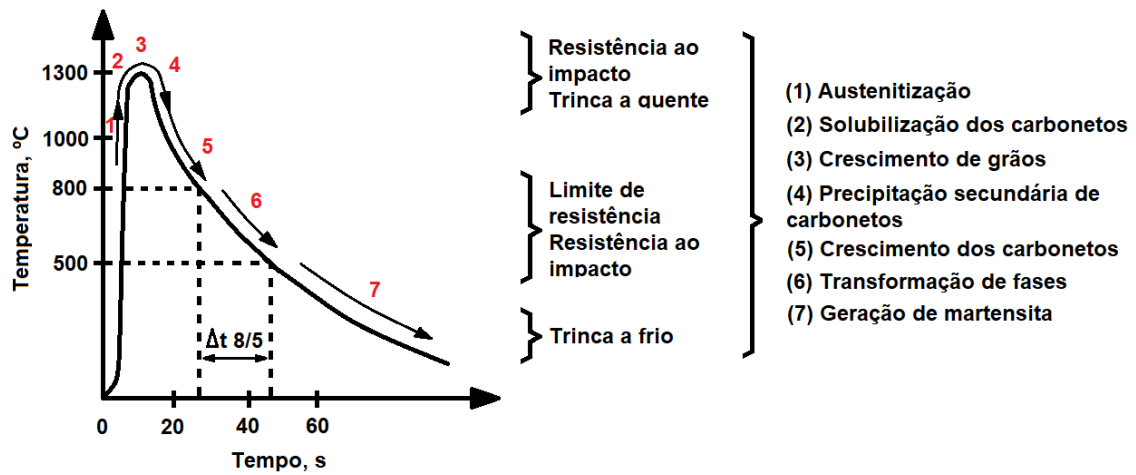


Figura 13 - Diagrama de alterações metalúrgicas durante a soldagem e seus efeitos na ZTA. Adaptado de [43].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Fluxograma

A seguir são apresentados dois fluxogramas, o primeiro descreve a metodologia utilizada para obtenção das amostras, conforme Figura 14, e o segundo, a metodologia empregada para avaliação da contaminação por carbono nas amostras, Figura 15.



Figura 14 – Fluxograma da metodologia empregada para obtenção das amostras.

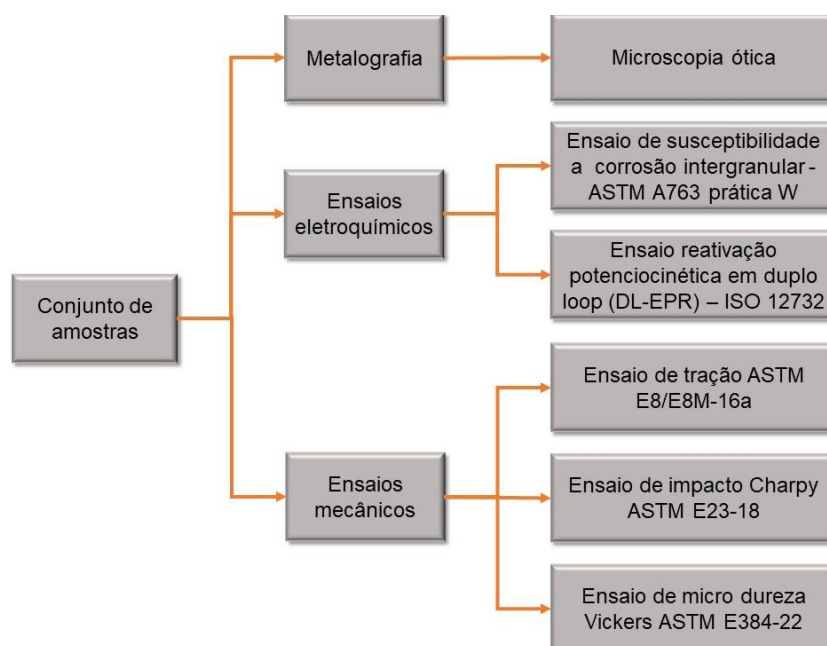


Figura 15 – Fluxograma das técnicas empregadas para avaliação de contaminação de carbono nas amostras soldadas.

3.2 Material

A composição química das chapas do aço inoxidável AISI 410 utilizadas foi verificada por meio de análise química em um espectrômetro de emissão óptica por centelha da marca Spectromax e atende a norma ASTM A240/240M-20a (*Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications*), conforme Tabela 3 e Tabela 4 [24].

Tabela 3 - Requisitos de composição química (% em massa). Adaptado de [24].

UNS Designação S41000	Tipo AISI 410	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Outros elementos ...
		0.08– 0.15	1.0 0	0.04 0	0.03 0	1.0 0	11.5– 13.5	0.7 5	

Tabela 4 - Requisitos de propriedades mecânicas. Adaptado de [24].

UNS Desig. S41000	Tipo AISI 410	Limite de resistência, min. MPa	Limite de escoamento, min. MPa	Alongamento a 50 mm, min. %	Dureza máx.		Dobramento a frio °
					Brinell HBW	Rockwell HRBW	
		450	205	20	217	96	180

A composição química do arame de soldagem, ER410, foi também analisada em um espectrômetro de emissão óptica por centelha da marca Spectromax, para assegurar que está de acordo com o certificado emitido pelo fabricante do consumível como apresentado na Tabela 5.

Tabela 5 – Composição química do arame (% em massa) [25].

UNS Number. (AWS 5.9)	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Outros elementos
S41080	0.12	0.60	0.03	0.03	0.50	11.5-13.5	0.60	0.75	...	0.75	...

Foi realizado uma avaliação inicial da microestrutura do material como recebido no intuito de verificar tamanho médio de grão, conforme as normas ASTM E112-13 (*Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*), e inclusões presentes, conforme ASTM E45-18a (*Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel*) [26,27]. Para o ataque químico foi utilizada como referência a norma ASTM E407-07(2015)e1 (*Standard Practice for Microetching Metals and Alloys*) [28].

3.3 Corte e soldagem

O material adquirido foi cortado por plasma em partes menores, conforme Figura 16.

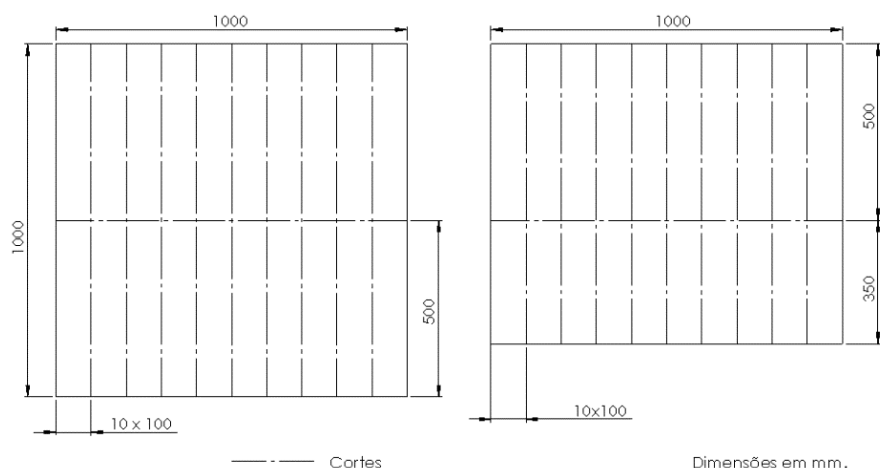


Figura 16 – Esquema de corte para a fabricação dos chanfros.

Os chanfros foram usinados em ângulos de 60° (junta em V), com abertura de raiz de 1 mm e altura de nariz de 3 mm. Para a soldagem foi utilizado arame com diâmetro de 1,6 mm, corrente de 350 A, tensão 24 - 25 V e velocidade de 450 mm/min como mostrado na Figura 17.

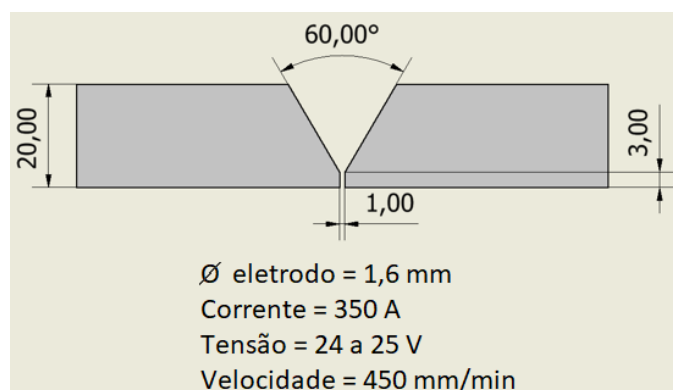


Figura 17 – Especificação de geometria para o chanfro em V e parâmetros de soldagem (dimensões em milímetros).

Para soldagem foi utilizado o processo de soldagem à arco submerso (SAW), pois, devido ao alto aporte de calor, representa condição mais severa para induzir a sensibilidade. Todo processo de corte, usinagem dos chanfros, soldagem e goivagem foram executados pela empresa Soudage Welding Experts, de São Paulo. Após a soldagem de duas amostras uma delas foi submetida a goivagem e ressoldada pelo mesmo processo, não sendo realizado

nenhum tipo de limpeza pré ressoldagem. A análise dos parâmetros de goivagem escolhidos são mostrados mais adiante.

As amostras utilizadas neste trabalho foram divididas em três grupos como segue a Tabela 6.

Tabela 6 - Grupos das amostras de acordo com o tratamento utilizado.

Material	Grupo 1	Grupo 2	Grupo 3
AISI 410	Metal base	Solda sem goivagem	Goivado e ressoldado (sem limpeza pós goivagem)

3.4 Definição dos parâmetros de goivagem

Para determinar o impacto da escolha dos parâmetros de goivagem (corrente e diâmetro de eletrodo de carbono) na qualidade das goivas, foi retirado pequenas tiras de 150 x 1000 mm das chapas e estas foram goivadas com dois diâmetros de eletrodos (1/4" e 3/8"), variando apenas a corrente empregada.

A corrente empregada teve três faixas (alta, média e baixa) para se analisar a qualidade das goivas com os parâmetros escolhidos de acordo com a Tabela 7.

Tabela 7 - Parâmetros utilizados para definição da corrente e diâmetro do eletrodo para goivagem.

Eletrodo	Corrente baixa (A)	Corrente média (A)	Corrente alta (A)
1/4"	110-115	160-170	180-200
3/8"	175-190	220-240	280-290

Após os testes foram observadas as características superficiais da goiva de acordo com os diferentes parâmetros adotados, avaliando possíveis pontos de curto, a existência de rebarbas e a rugosidade, como mostra a Figura 18,

além do formato da goiva, conforme Figura 19. Os diferentes resultados podem ser visualizados na Tabela 8.

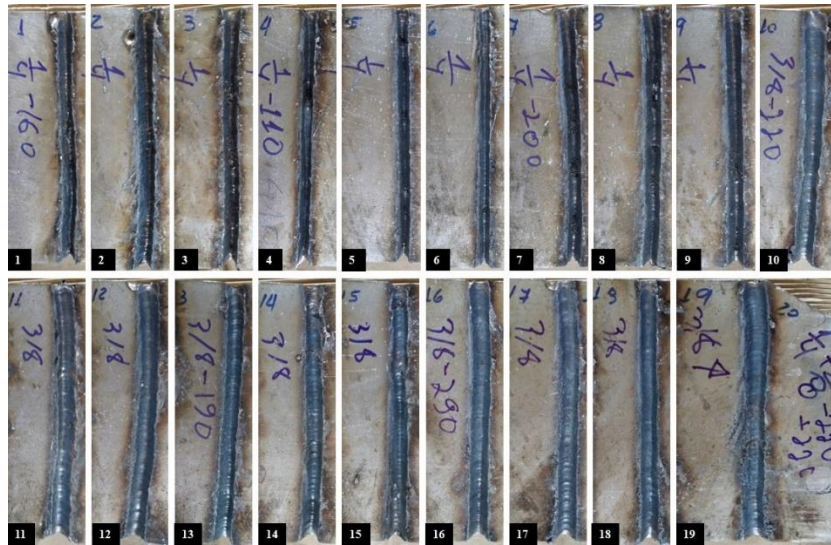


Figura 18 - Superfícies goivadas do aço inoxidável AISI 410 de acordo com os parâmetros de Goivagem da Tabela 7. (Sem escala).

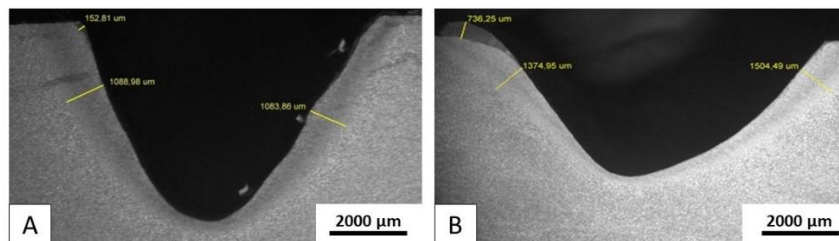


Figura 19 - Formato da goiva. a) em V e b) em U.

Tabela 8 - Avaliação dos parâmetros de Goivagem em função de alguns critérios.

Goiva	Corrente (A)	Eletrodo (in)	Curtos	Traçado	Rebarbas	Cor cinza	Rugosidade	Formato
1	160	1/4"	3	Irregular	Sim	Escuro	Rugoso	V
2	170		2	Irregular	Sim	Escuro	Rugoso	V
3	160		2	Irregular	Pouca	Escuro	Rugoso	V
4	110		1	Média	Pouca	Escuro	Rugoso/liso	V
5	115		3	Regular	Não	Escuro	Rugoso	V
6	110		1	Regular	Pouca	Claro	Rugoso/liso	V
7	200		4	Média	Pouca	Escuro	Rugoso	V
8	180		3	Média	Pouca	Claro	Rugoso	V
9	190		2	Regular	Pouca	Claro/escuro	Rugoso/liso	V
10	220	3/8"	0	Irregular	Pouca	Claro	Liso	U e V
11	240		0	Irregular	Pouca	Claro	Liso	U
12	230		0	Irregular	Pouca	Claro	Liso	U
13	190		0	Irregular	Pouca	Claro	Liso	U e V
14	180		2	Irregular	Sim	Claro/escuro	Rugoso/liso	U e V
15	175		2	Irregular	Sim	Claro/escuro	Rugoso/liso	U e V
16	290		0	Regular	Sim	Claro	Liso	U
17	280		0	Regular	Sim	Claro	Liso	U
18	290		0	Regular	Sim	Claro	Liso	U e V
19	220	1/4" e 3/8"	0	Média	Sim	Claro	Rugosidade baixa	U

3.4 Caracterização metalográfica da região goivada

Após goivagem, as amostras foram avaliadas no microscópio óptico Olympus modelo BX41M-LED, para verificar possíveis alterações metalúrgicas, bem como sua extensão e possíveis adesões de escórias na goiva de acordo com ASTM E340-15 e ASTM E407-15 [36,28].

As amostras goivadas avaliadas foram, goiva 4 com corrente de 110 A, goiva 7 com corrente de 200 A, ambas goivadas com eletrodo de 1/4". As goivas realizadas com eletrodo de 3/8" também foram avaliadas, sendo a goiva 13 com corrente de 190 A e a goiva 18 com corrente de 290 A.

3.5 Avaliação da microdureza Vickers HV na goiva

Para avaliar o comportamento mecânico nas regiões adjacentes às superfícies goivadas, uma análise de dureza foi realizada, com o equipamento Shimadzu HMV-02, acoplado com sistema automatizado C.A.M.S (Computer Assisted Microhardness Testing System). O ensaio foi baseado nas práticas descritas na norma Petrobrás N-133 - REV.N - 3/17 [37].

As seguintes características foram adotadas nesse ensaio:

- A distância mínima entre os pontos de indentação foi de 0,25 mm;
- A distância da raiz da goiva e da trilha de indentação foi de 1,5 mm, considerando a superfície goivada voltada para cima;
- Foi feita duas trilhas com 20 indentações por trilha, uma de cada lado da goiva, chamada de trilha do lado esquerdo e trilha do lado direito;
- A carga foi de 100 g, com 15 segundos de tempo de indentação e aumento de 400X para avaliar o tamanho da indentação.

Os detalhes da localização das endentações podem ser visualizados conforme Figura 20.

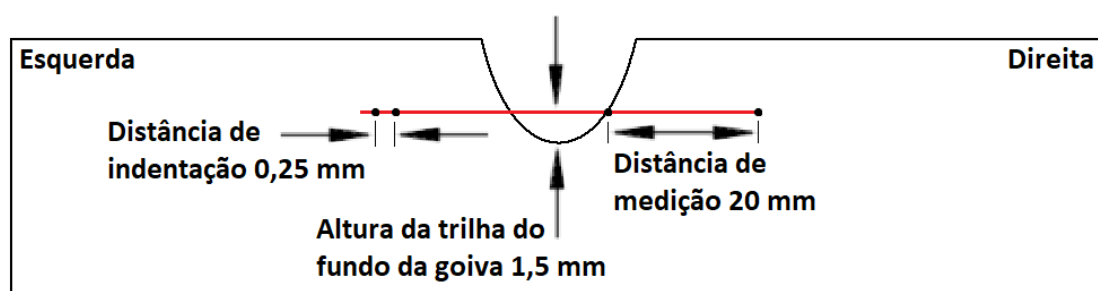


Figura 20 - Localização da trilha para medição de microdureza Vickers ao longo da seção transversal da superfície goivada.

3.6 Corte das amostras ressoldadas para análise metalográfica

Após a ressolda das placas, foi retirado três amostras de cada placa através de corte por serra fita e usinadas por fresamento sempre com a utilização de refrigerante de corte. A primeira parte cortada de aproximadamente 20 mm foi descartada. As amostras foram lixadas de forma sequencial até a lixa SiC 1200 e polida com alumina 1 μm . Posteriormente, as amostras foram atacadas com reagente Vilella (5 mL HCl + 1 g de ácido pícrico + 100 mL de etanol 95%) para revelar a microestrutura [27]. As dimensões finais das amostras podem ser visualizadas na Figura 21.

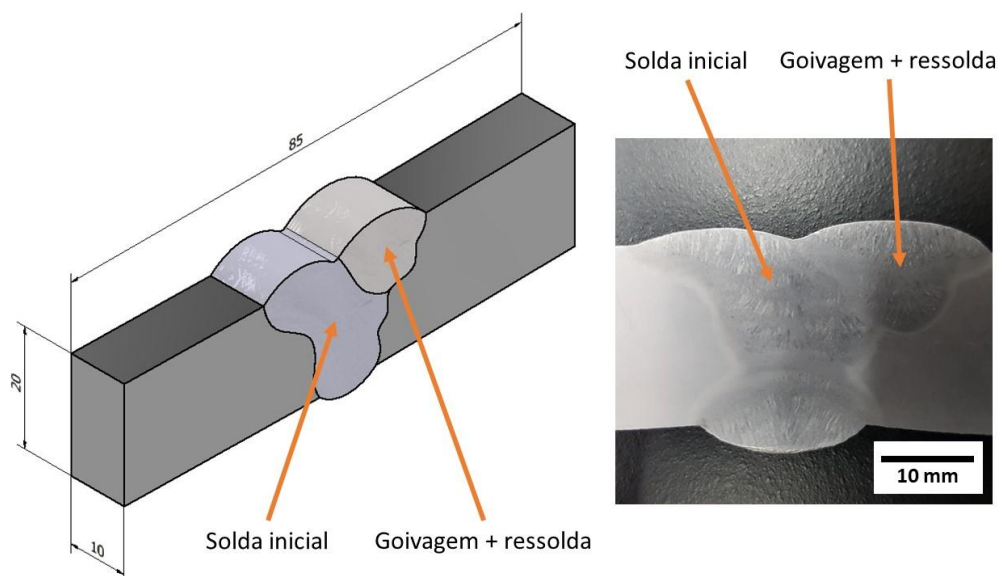


Figura 21 – Representação das amostras cortadas, (a) dimensões das amostras utilizada com indicação da região solda e ressoldada (goivada), (b) macrografia com ataque Vilella indicando a região com solda inicial e região goivada e ressoldada.

3.7 Ensaios eletroquímicos

3.7.1 Análise através da ASTM A763-15

A susceptibilidade à corrosão intergranular foi avaliada de acordo com a norma ASTM A763-15, prática W, que classifica as microestruturas como degrau, mistas e valas, conforme Figura 22.

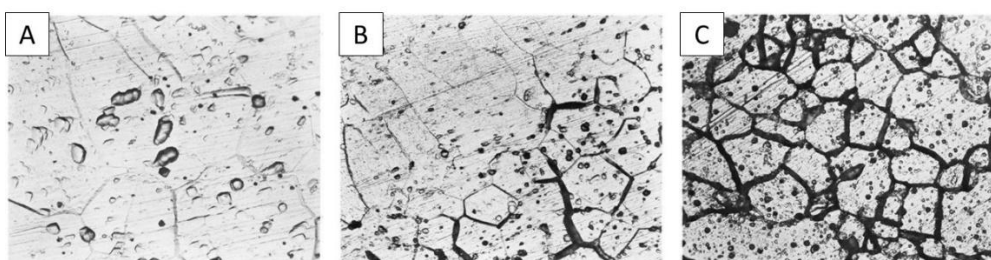


Figura 22 - Classificação das microestruturas conforme ASTM A763, sendo degrau em a), mista em b) e vala em c)

As amostras, analisadas em trélicas, foram submetidas ao ataque eletrolítico com duração de 90 segundos em uma solução 10% em peso de $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ e com corrente de 1 A/cm^2 , mantendo a temperatura do eletrólito abaixo de 50°C . Em seguida as amostras foram classificadas, através de exame metalográfico no microscópio Olympus modelo BX41M-LED com ampliação de 500x, adotando as seguintes regiões para análise: topo, centro, raiz, metal base, interface esquerda e interface esquerda (local da goiva). A Figura 23 indica as regiões analisadas.

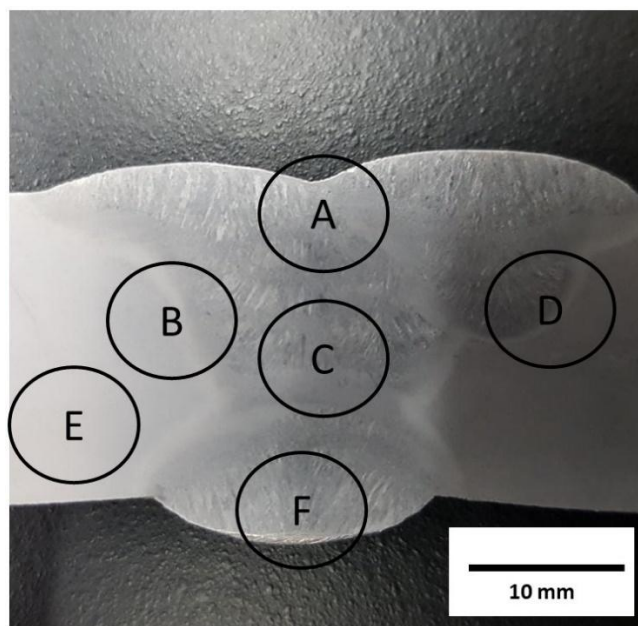


Figura 23 - Representação da localização analisadas para o ensaio de susceptibilidade à corrosão intergranular para amostra goivada, (a) topo, (b) interface esquerda, (c) centro, (d) interface direita, (e) metal base e (f) raiz

3.7.2 Técnica de reativação potenciocinética em duplo loop (DL-EPR)

A técnica de DL-EPR foi utilizada para avaliação do grau de sensibilização das diferentes regiões da seção transversal das amostras, através de um monitoramento da corrente anódica (I_a) durante a varredura do potencial de um estado ativo para um estado passivo, e a corrente de reativação (I_r) durante o retorno ao estado ativo. Empregou-se para tal um sistema de três eletrodos composto por um contra-eletródo de platina, um eletródo de referência calomelano saturado (ECS) e um eletródo de trabalho, sendo este o material a ser analisado. Os testes foram realizados em solução de 0,5 M H_2SO_4 + 0,0001 M KSCN com varredura anódica a partir do potencial de circuito aberto (PCA), medido durante 15 minutos, em direção a um potencial de +600 mV com relação ao potencial do eletródo de referência. Em seguida as amostras foram polarizadas em direção ao valor de PCA. Utilizou-se um potenciostato Gamry 600+, mostrado na Figura 24, para realização desse ensaio.



Figura 24 - Potenciostato utilizado para realização da técnica de DL-EPR

Uma célula eletroquímica dedicada com uma abertura fixa foi usada para delimitar a área a ser analisada. As regiões de interesse são: metal base (usado para comparação), a região central da solda, a interface da solda / metal base e região goivada e resoldada. A visualização da célula eletroquímica utilizada e dos locais analisados é representada a Figura 25.

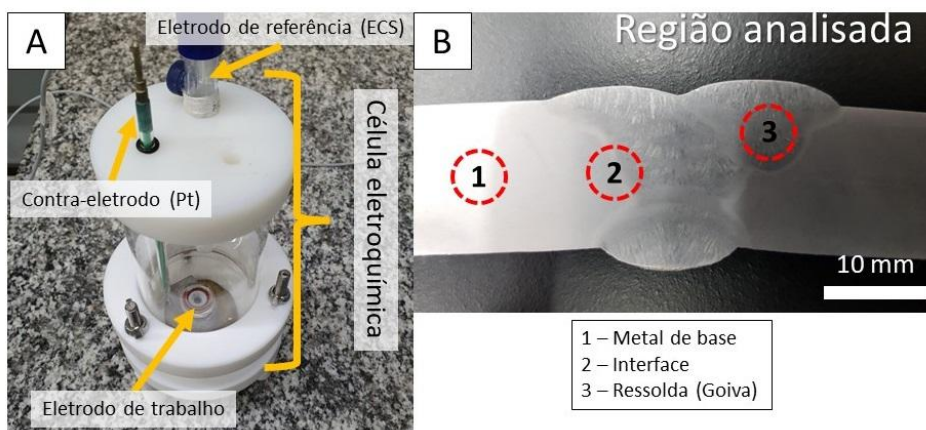


Figura 25 – Célula eletroquímica utilizada com indicação dos eletrodos em (a) e localização do ensaio DL-EPR nas amostras goivadas e ressoldadas com eletrodo de grafita seguido por soldagem por arco submerso numa junta V em (b). Adaptado de [44].

O grau de sensitização foi definido pela razão da corrente de pico de reativação pela corrente de pico de ativação (I_r/I_a). Para razão (I_r/I_a) < 1% foi considerado como não sensitizado, para $1 \leq (I_r/I_a) \leq 5$ foi considerado como parcialmente sensitizado e para (I_r/I_a) ≥ 5 foi considerado como sensitizado [45].

A avaliação do grau de sensitização e da suscetibilidade a corrosão intergranular através da DL-EPR para aços inoxidáveis ferríticos foi desafiador, pois, essa avaliação é altamente dependente das condições de teste como a concentração do eletrólito, a taxa de varredura potencial e a temperatura da solução. As condições adotadas como ideais nesse trabalho podem ser visualizadas na Tabela 9 [45].

Tabela 9 – Condições ideais para avaliação de teste DL-EPR para sensitização e suscetibilidade à corrosão intergranular para inoxidáveis ferríticos.

Eletrólito	Temperatura eletrólito (°C)	Taxa (mV/s)	Varredura potencial (mV/SCE)
0,5 M H ₂ SO ₄ + 0,0001M KSCN	25	1,67	-600 ↔ 600

3.8 Ensaios mecânicos

3.8.1 Ensaio de tração unidirecional

O ensaio de tração foi realizado para analisar o comportamento mecânico das amostras, como tensão de escoamento e tensão de ruptura. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, com velocidade do travessão de 3,5 mm/min e pré carga de 100 kg, até a ruptura dos corpos de prova. A deformação foi medida com auxílio de um vídeo extensômetro.

Os ensaios foram realizados no laboratório de propriedades mecânicas do DEMa/UFSCar, numa máquina universal de ensaios INSTRON 5500R, como pode ser observado na Figura 26.



Figura 26 - Máquina de ensaio de tração utilizada no laboratório de propriedades mecânicas do DEMa/UFSCar.

Os corpos de prova foram fabricados conforme ASTM E8/E8M, de forma que a junta soldada ficasse no meio do corpo de prova, conforme Figura 27 e foram ensaiados em tréplicas.

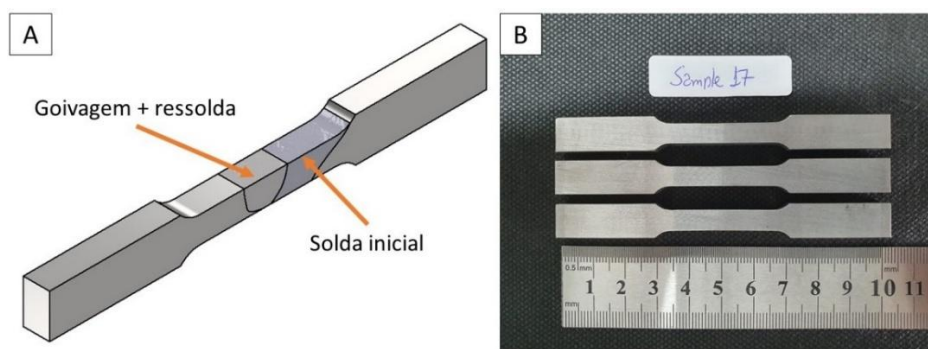


Figura 27 - Corpos de provas utilizados para o ensaio de tração, (a) Detalhe da região com solda inicial e a região goivada e ressoldada alocada na área útil e (b) corpos de prova da amostra goivada e ressoldada usinadas em centro de usinagem

3.8.2 Ensaio de impacto

Nos corpos de provas (CP) fabricados para o ensaio de impacto Charpy, a região soldada foi posicionada no centro do CP por usinagem. O entalhe, foi feito por erosão à fio de modo que ficasse posicionado na região goivada. O ensaio foi realizado em tréplica, à temperatura ambiente no laboratório de propriedades mecânicas do DEMa/UFSCar (Figura 28), e seguiu o que preconiza a ASTM E23.



Figura 28 - Máquina para ensaio de impacto no laboratório de propriedades mecânicas do DEMa/UFSCar.

O CP utilizado para o ensaio de impacto pode ser visualizado na Figura 29.

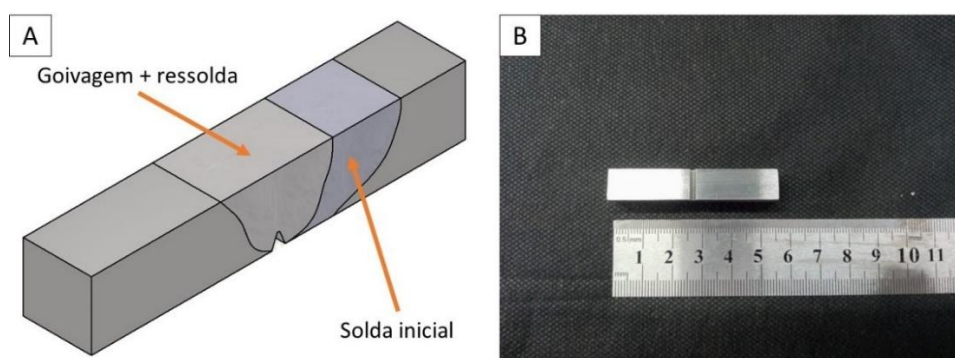


Figura 29 - Corpos de provas utilizados para o ensaio de impacto, (a) Detalhe da região com solda inicial e a região goivada e ressoldada alocada na área útil e (b) corpos de prova da amostra goivada e ressoldada usinadas em centro de usinagem

3.8.3 Ensaio de microdureza Vickers pós solda e ressolda

A microdureza Vickers foi utilizada para buscar alterações de dureza em diferentes regiões das amostras. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, com a aplicação de uma carga de 1 kgf durante 10 s, o emprego de um penetrador de diamante e magnificação de 400x, com o equipamento Shimadzu HMV-02, acoplado com sistema automatizado C.A.M.S (Computer Assisted Microhardness Testing System), conforme ASTM E384-22. [46]

Foram realizadas medições em tréplica em cada região medida, conforme mostrado na Figura 30.

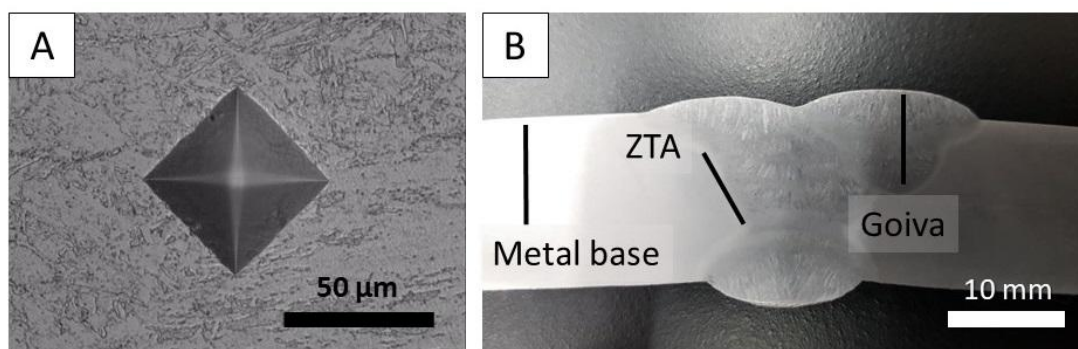


Figura 30 - Detalhe da indentação realizada (a), Indicação dos locais escolhidos para análise de microdureza Vickers (b).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização metalográfica da região goivada

A Figura 31 apresenta o sulco na superfície da placa AISI 410 pós goivagem, com perfil em V e zona termicamente afetada (ZTA) bem definida, com extensão chegando a $\sim 1089 \mu\text{m}$. Na borda superior esquerda foi encontrado uma camada de material fundido não expulso pelo jato de ar durante o processo goivagem, medindo $\sim 153 \mu\text{m}$. A presença de material fundido não removido da goiva pode ocorrer por diversos fatores, dentre eles, pela alteração do ângulo de ataque do eletrodo em relação a peça. Essa característica está diretamente relacionada com a habilidade do operador, já que se trata de um processo manual como descreve [47], além da variação da pressão de ar comprimido usada na goivagem.

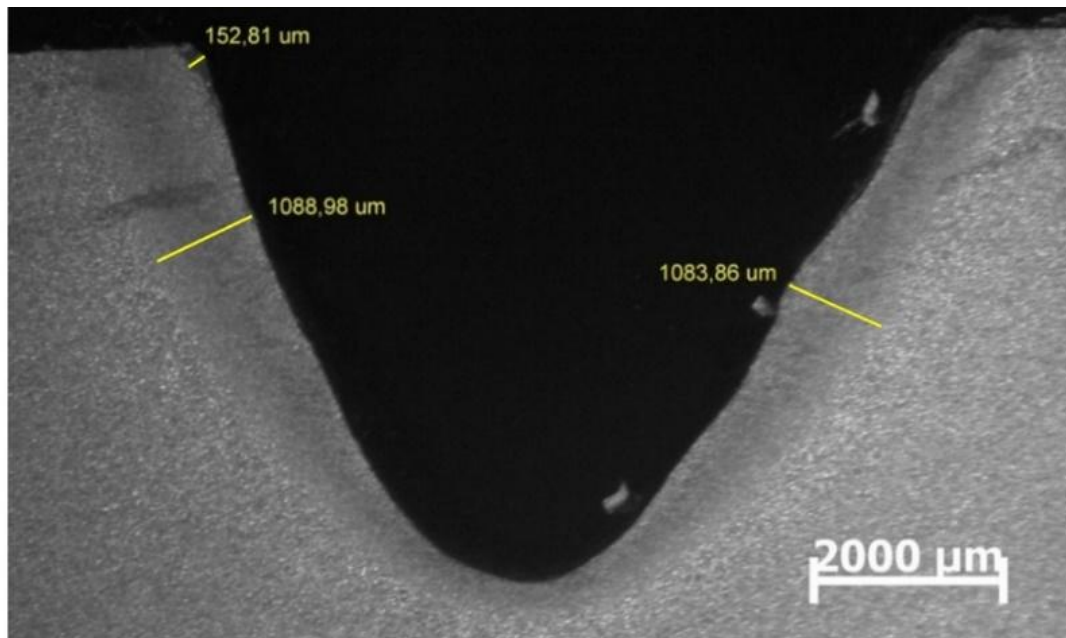


Figura 31 – Macrografia aço AISI 410 goiva 04, eletrodo de $\frac{1}{4}$ " de diâmetro, corrente de 110 A (baixa).

Na Figura 32 apresenta-se diferentes regiões observadas em maior ampliação. Na região central (fundo da goiva) mostrado na Figura 32(c) a

camada de material fundido não expulso foi de $\sim 32 \mu\text{m}$, sendo possível observar uma pequena ZTA quando comparada às demais regiões, o que fica também evidente pela microestrutura sem grandes alterações. Com a presença subsequente de um substrato ferrítico refinado similar ao metal base, a camada depositada apresenta morfologia distante sendo evidenciada pela ligeira alteração de tonalidade entre a microestrutura original da chapa e a microestrutura do depósito formado.

Uma camada clara é verificada entre a camada depositada e a região afetada pelo calor, a qual pode ser vista na Figura 32(d). Microestruturas semelhantes foram reportadas por Silva e colaboradores (2008) e Tavares (2009) [47, 48]. As bandas claras identificadas podem conter maior concentração de elemento cromo, sendo, portanto, mais ricas em carbono, dada a maior afinidade deste com tal elemento [47]. A presente característica garante a estas regiões uma maior temperabilidade, o que pode ser confirmada por maiores valores de dureza na região.

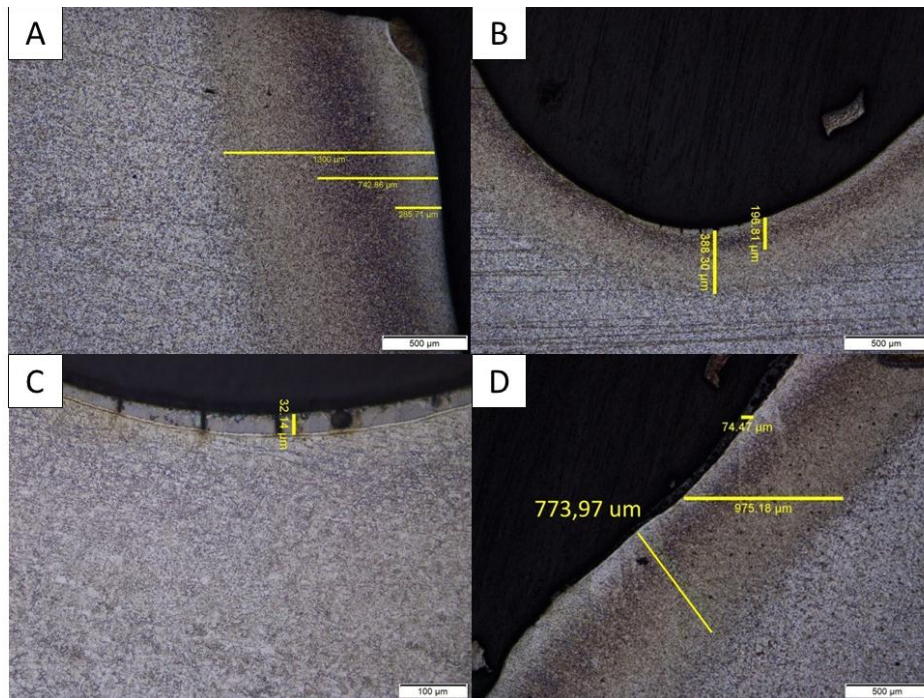


Figura 32 - Micrografias aço AISI 410 goiva 04, eletrodo $\frac{1}{4}$ " de diâmetro, corrente de 110 A, (a) lateral esquerda superior da goiva, (b) região central da goiva, (c) região central maior magnificação e (d) lateral direita superior.

Em seguida foi analisada as mesmas características na goiva 7 como mostrado na Figura 33 e Figura 34.

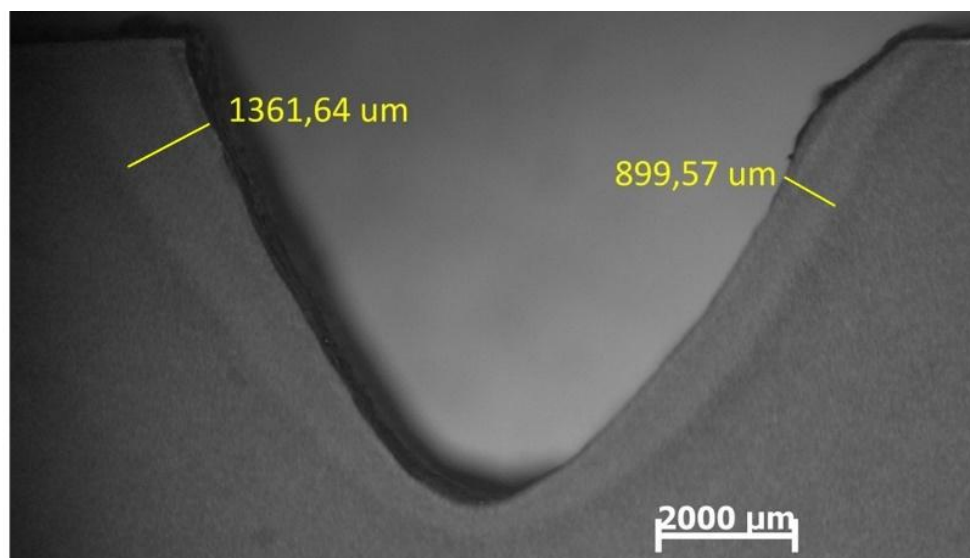
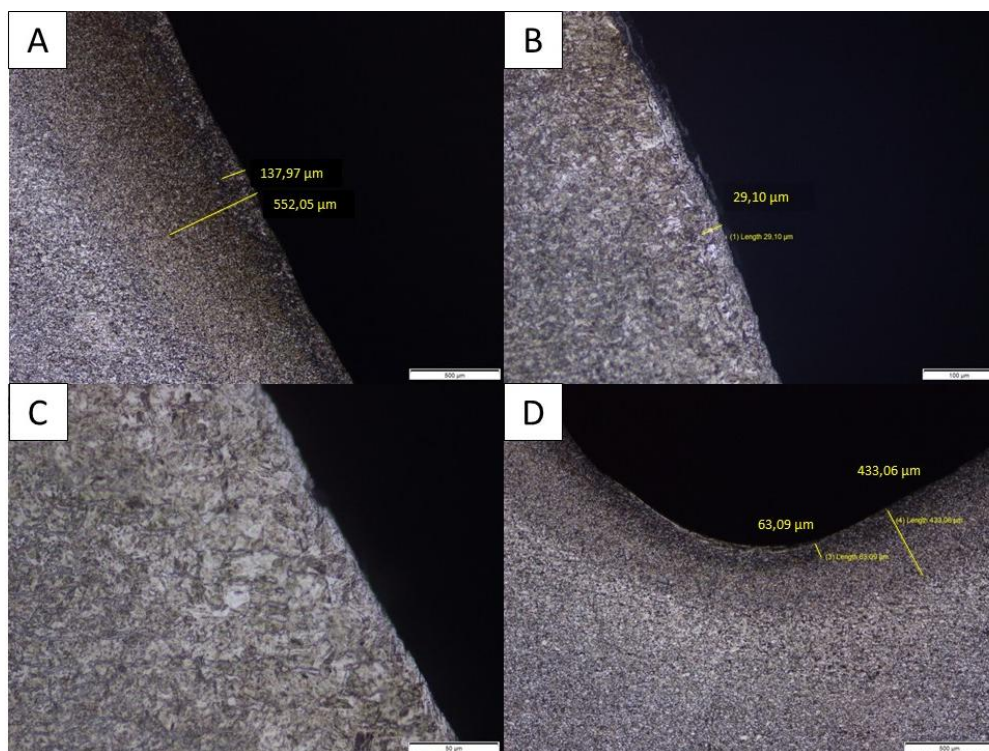


Figura 33 - Macrografia aço AISI 410 goiva 07, eletrodo 1/4" de diâmetro, corrente de 200 A (alta).



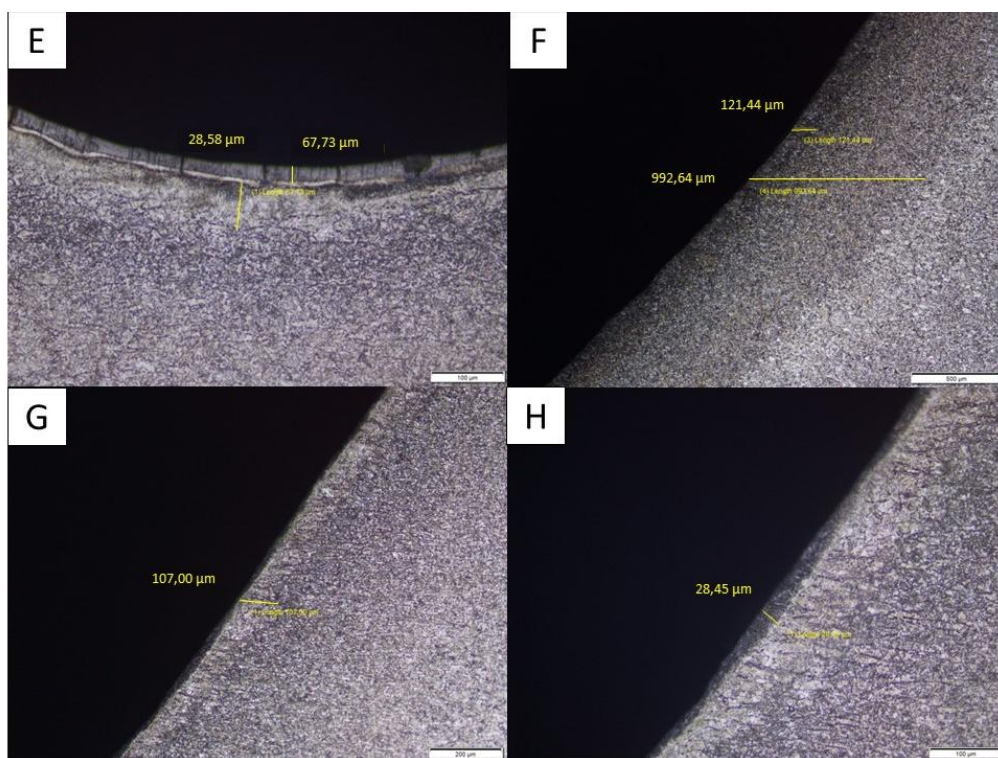


Figura 34 - Micrografia goiva 07, eletrodo $\frac{1}{4}$ " de diâmetro, corrente de 200 A, (a), (b) e (c) lateral esquerda da goiva, (d) e (e) região central da goiva, (f), (g) e (h) região lateral direita da goiva.

A ZTA nas laterais da goiva 07 não apresentou simetria devido ao processo ser manual e ter grande dependência da habilidade do operador, de modo que uma simples alteração no ângulo de ataque pode ocasionar uma geometria assimétrica na goiva. A lateral esquerda apresentou aproximadamente 1,4 mm de extensão, enquanto a direita aproximadamente 0,9 mm e a região central na faixa de 0,5 mm. Apesar da grande área visivelmente afetada pelo calor, pôde-se observar uma região adjacente ao metal depositado na superfície da goiva com alterações metalúrgicas mais pronunciadas de estruturas martensíticas, que se formou devido à alta temperatura típica do processo, levando a região ao campo austenítico durante a goivagem e posteriormente submetida a um resfriamento suficiente para induzir a transformação da austenita em martensita. Este processo de obtenção da estrutura martensítica é esperado para o AISI 410, pois, a liga tem alta temperabilidade, menos em condições mais brandas de resfriamento. A microestrutura martensítica pode ser vista na Figura 34 (b) com extensão de ~29

μm e (e) medindo $\sim 68 \mu\text{m}$. As camadas depositadas na superfície foram menores que na goiva analisada anteriormente, sendo de $\sim 29 \mu\text{m}$ no fundo da goiva e de $\sim 28 \mu\text{m}$ na lateral direita central.

Posteriormente foi avaliado a goiva 13, apresentando um perfil em U e zona termicamente afetada (ZTA) bem definida como mostrado na Figura 35 e com maior ampliação, em diferentes regiões, na Figura 36.

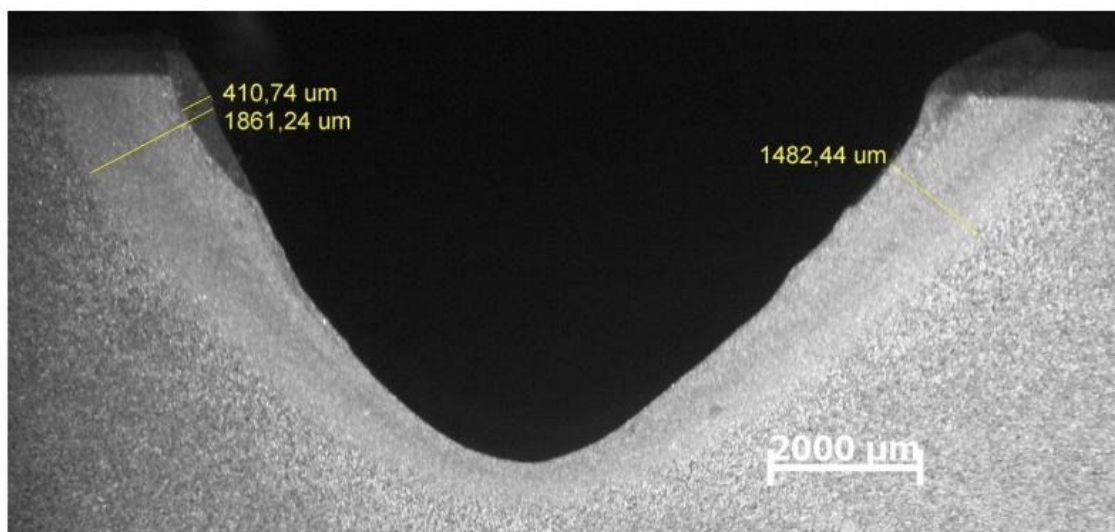


Figura 35 - Macrografia aço AISI 410 goiva 13, eletrodo de 3/8" de diâmetro, corrente de 190 A (baixa).

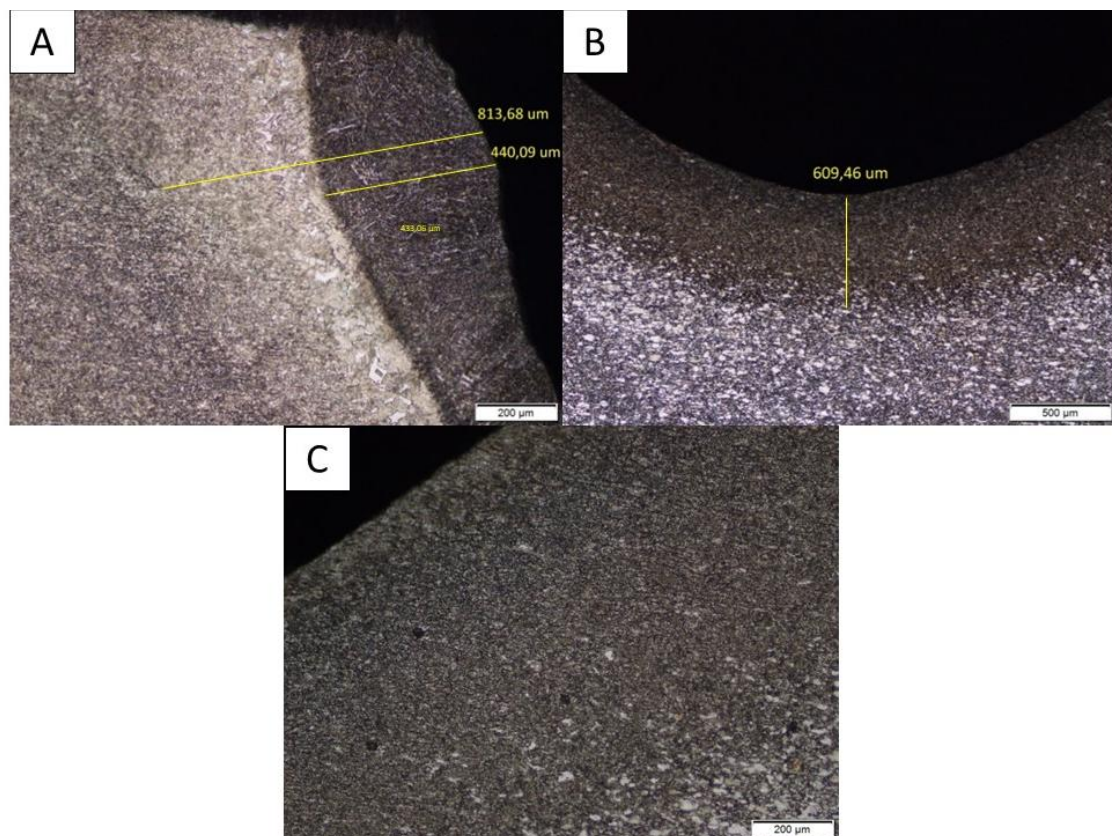


Figura 36 - Micrografias aço AISI 410 goiva 13, eletrodo de 3/8" de diâmetro, corrente de 190 A, (a) lateral esquerda superior da goiva, (b) região central da goiva e (c) lateral direita.

Na goiva 13, a camada de material depositado foi de $\sim 440 \mu\text{m}$ na lateral superior esquerda, a extensão da ZTA foi de $\sim 1861 \mu\text{m}$ na lateral esquerda superior e de $\sim 1482 \mu\text{m}$ na lateral direita superior.

Também foi avaliada a goiva 18, que apresentou um perfil de goiva assimétrico por motivos já discutidos anteriormente, a Figura 37 mostra o perfil da goiva e seus detalhes são apresentados na Figura 38.

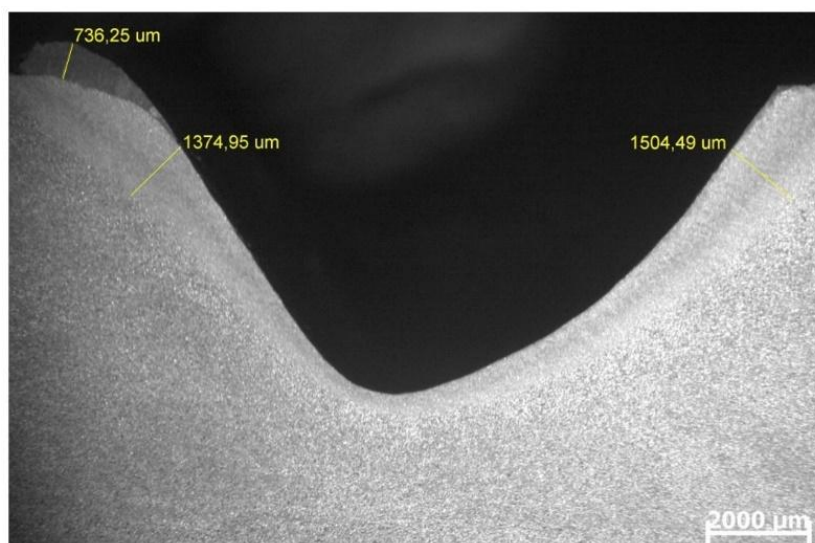


Figura 37 - Macrografia aço AISI 410 goiva 18, eletrodo de 3/8" de diâmetro, corrente de 290 A (alta).

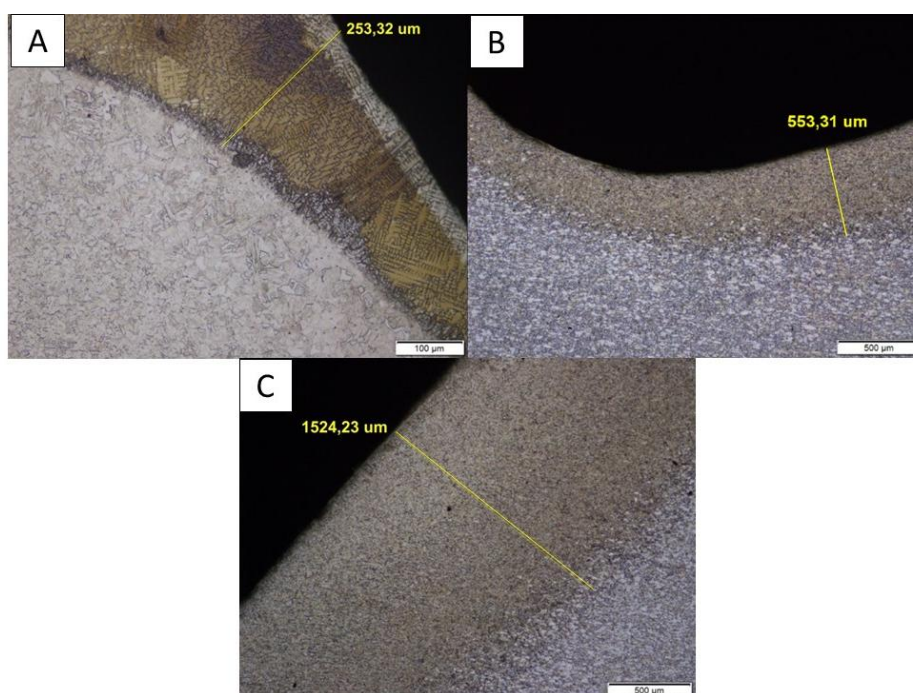


Figura 38 - Micrografias aço AISI 410 goiva 18, eletrodo de 3/8" de diâmetro, corrente de 290 A, (a) lateral esquerda superior da goiva, (b) região central da goiva e (c) lateral direita.

Na goiva 18, com diâmetro de eletrodo de 3/8" e corrente considerada alta (290 A), a camada de material depositado foi muito maior em uma das bordas

da goiva, Figura 37, tendo uma extensão de $\sim 736 \mu\text{m}$ e microestrutura pronunciadamente dendrítica e crescimento de grãos nas regiões adjacentes à camada (Figura 38(a)). No restante das regiões não se detectou camadas depositadas, tanto no fundo quanto na lateral direita. A ZTA apresentou uma extensão média entre as laterais de aproximadamente 1,4 mm.

Apesar da aplicação de uma corrente maior, que em teoria deveria permitir uma maior expulsão material dada a maior velocidade de fusão da poça, em consequência da elevação de temperatura no material processado [50], tal comportamento não é verificado. Justifica-se tal observação pela influência de outros parâmetros nessa remoção, entre eles ângulo de ataque e pressão de ar para expulsão do material.

Outra característica de interesse são os diâmetros de eletrodo utilizados nos processos de goivagem. Diâmetros maiores, considerando uma condição de aporte térmico sem alteração, implicam em uma menor densidade de energia com redução de penetração [58]. Baixas densidades de energia podem resultar em reduzidos gradientes térmicos, havendo geração de uma região super-resfriada maior com tendência a beneficiar um crescimento dendrítico, como visualizado na Figura 38(a) [51].

O desenvolvimento de morfologia dendrítica é uma consequência do que se pode chamar de super-resfriamento constitucional (SRC). Este fenômeno ocorre em razão da composição química da fase líquida e sólida serem distintas, apresentando a fase sólida menor a solubilidade de soluto que a fase líquida. O soluto, portanto, é segregado na interface sólido-líquido, resultando em uma distribuição não uniforme no líquido à frente da interface sólido-líquido (S-L). O acúmulo de soluto à frente da interface S-L favorece a redução da temperatura *liquidus*, facilitando a solidificação e contribuindo para um super-resfriamento constitucional a partir da interface S-L [51]. Dependendo do valor do SRC, a instabilidade causada na interface sólido/líquido dá origem a diferentes morfologias, tal que para elevados SRC há formação dendríticas [52].

Para maior grau de super-resfriamento constitucional, instabilidades de maior ordem são verificadas, com desenvolvendo braços primários em direções cristalográficas próximas à direção do fluxo de calor. A rejeição de soluto nessas

estruturas, por sua vez promove o aparecimento de braços secundários em direções perpendiculares aos primários [53].

Os conceitos sobre corrente e densidade de energia anteriormente empregados para goivagem com eletrodo de grafita são herdados dos processos de soldagem a arco voltaico, dada as semelhanças [48].

Um resumo das alterações metalúrgicas e os depósitos superficiais oriundos do processo de goivagem com os diferentes parâmetros avaliados nas goivas pode ser visualizado na Tabela 10.

Tabela 10 - Alterações metalúrgicas e inclusão de camada na superfície goivada com suas respectivas espessuras. Onde, LSE = lateral superior esquerda, LE = lateral esquerda, LD = lateral direita, LSD = lateral superior direita, NV = não verificado, NM = não medido

Goiva	Parâmetros	Local	Camada depositada	Espessura (um)	Alteração metalúrgica	Espessura (um)
04	Corrente 110 A e eletrodo de 1/4"	LSE	Sim	152,81	Sim	1300
		LE	Não	--	Sim	1088,98
		Fundo	Sim	32,14	Sim	388,3
		LD	Não	--	Sim	1083,86
		LSD	Não	--	Sim	773,97
07	Corrente 200 A e eletrodo de 1/4"	LSE	Sim	410,74	Sim	1361,64
		LE	Não	--	Sim	NM
		Fundo	Sim	28,58	Sim	466,06
		LD	Sim	28,45	Sim	NM
		LSD	Não	--	Sim	899,57
13	Corrente 190 A e eletrodo de 3/8"	LSE	Sim	440,09	Sim	1861,24
		LE	Não	--	Sim	NM
		Fundo	Não	--	Sim	609,46
		LD	Não	--	Não	NM
		LSD	Não	--	Sim	1482,44
18	Corrente 290 A e eletrodo de 3/8"	LSE	Sim	736,25	Sim	1374,95
		LE	Não	--	Sim	NM
		Fundo	Não	--	Sim	553,31
		LD	Não	--	Sim	NM
		LSD	Não	--	Sim	1504,49

As amostras de forma geral apresentaram uma zona termicamente afetada (ZTA) muito bem definida, que pode ser observada claramente nas macrografias. Nessas regiões, houve transformação da microestrutura da chapa

como recebida de ferrítica para uma estrutura martensítica nas regiões mais próximas à superfície goivada e crescimento de grãos ferríticos. A extensão da ZTA foi medida por meio das análises metalográficas, nas laterais das amostras (local de maior extensão) com média de 1,5 mm.

Considerando os resultados obtidos e listados na Tabela 8 como: quantidade de pontos de curto, alinhamento da goiva, cor da superfície goivada, rugosidade superficial da goiva e formato, e também na Tabela 10, como espessura da camada depositada (material fundido não retirado) e espessura das alterações metalúrgicas adotou-se a corrente de 290 A e a utilização de eletrodo com diâmetro de 3/8" para a goivagem da amostra para posterior ressoldagem.

4.2 Microdureza Vickers na goiva

Na Figura 39, pode-se visualizar o perfil de dureza medido nas proximidades da goiva 7. As imagens das amostras ensaiadas e com as respectivas identificações não foram aqui reportadas devido ao reduzido tamanho do penetrador utilizado (microdureza Vickers), não possibilitando a visualização das trilhas de maneira macroscópica.

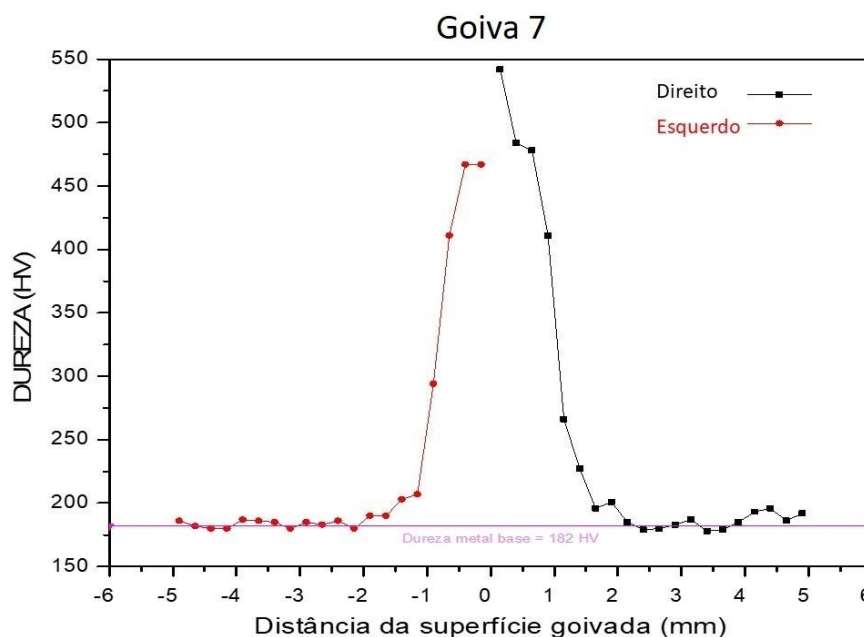


Figura 39 - Perfil de dureza na adjacência da goiva 7 sem limpeza.

Observa-se valores de dureza em torno de 182 HV para as regiões mais distantes da goiva, sendo acrescido abruptamente até 500 HV a partir de distâncias menores que 1,5 mm em relação a superfície goivada. Tal comportamento, pode estar relacionado a uma possível contaminação por carbono devido ao uso de eletrodo de grafita e consequente difusão deste elemento induzida por curtos-circuitos (total de 4) ocorridos durante o processo de goivagem. Comportamento similar foi reportado por Tavares (2009) em um aço ASTM 4140 goivado com eletrodo de grafita. Para investigar tal hipótese empregou-se o conceito de difusão em regime transiente a fim de verificar o comprimento da camada contaminada por carbono [48]. Empregou-se um tempo médio de 0,5 s em que o eletrodo permanece em curto, assumindo para este uma temperatura de 3823 K, temperatura de fusão do carbono [48].

Ademais são considerados como concentração instantânea $C_s = 99\%$, sendo a concentração presente na extremidade do eletrodo durante o curto-circuito a mesma concentração dada para o eletrodo em sua totalidade [48]. As concentrações inicial e final (C_o e C_x) são dadas como iguais, para definição de uma distância X em que há difusão do carbono. Após o valor de X a concentração no material volta a ser a mesma do metal base. Para definição desta distância

são aplicadas respectivamente as expressões de Coeficiente de Difusão (Equação I) e Segunda Lei de Fick (Equação II):

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_d}{R \cdot T}\right) \quad (\text{Equação I})$$

Sendo:

D_0 - Constante pré-exponencial independente da temperatura (m^2/s)

Q_d - Energia de ativação para difusão (J/mol)

R - Constante dos gases, sendo 8,31 J/mol.K

T - Temperatura absoluta (K)

$$\frac{C_x - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (\text{Equação II})$$

Sendo:

C_0 - Concentração inicial

C_x - Concentração em um dado ponto X

C_s - Concentração na superfície do sólido

X - Profundidade ou distância de difusão

t - Tempo de difusão (s)

D - Coeficiente de Difusão

A partir da Equação I e assumindo $D_0 = 6,2 \times 10^{-7} m^2/s$, $Q_d = 80 KJ/mol$ e as condições de contorno supracitada, têm-se:

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_d}{R \cdot T}\right) = 6,2 \times 10^{-7} m^2/s \cdot \exp\left(-\frac{80\,000 J/mol}{8,31 J/mol.K \cdot 3823 K}\right) = 4,99 \times 10^{-8} m^2/s$$

Por este resultado obtido e assumindo as condições de contorno referente as concentrações C_0 , C_x , C_s e tempo de curto, a partir da Equação II, temos:

$$\frac{C_x - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right),$$

$0 = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$, reorganizando:

$\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) = 1$, portanto $\operatorname{erf}(z) = 1$. Pela função erro e devida interpolação temos:

$z = 2,8$. Igualando os argumentos da função erro têm-se:

$$z = 2,8 = \frac{x}{2\sqrt{Dt}} = \frac{x}{2\sqrt{4,99 \times 10^{-8} \text{ m}^2/\text{s} \cdot 0,5 \text{ s}}}, \text{ portanto } x = 0,88 \text{ mm}$$

Tal resultado é menor do que as distâncias onde observa-se o aumento de dureza próximo a goiva, assim é conveniente dizer que mesmo que tenha ocorrido contaminação por carbono este não é o responsável pelo aumento abrupto de dureza nas regiões de 1,5 mm a partir da goiva (tanto à direita quanto à esquerda).

A variação de dureza expressiva identificada, pode, portanto, estar associada a uma transformação da estrutura inicial em uma estrutura martensítica próxima a goiva. Com elevadas taxas de resfriamento e sem tempo suficiente para a adequada difusão de átomos de carbono, nitrogênio e demais elementos de liga, há retenção destes em uma estrutura CCC, distorcendo-a e, portanto, definido uma estrutura do tipo tetragonal de corpo centrado ou TCC. A presença destes elementos intersticiais em teores acima do limite de solubilidade comportado por uma fase CCC, é o que provoca tal distorção, e permite a existência da martensita induzida por resfriamento rápido [54].

4.3 Caracterização metalográfica da região soldada sem goivagem e goivada e ressoldada

Na Figura 40 são apresentadas micrografias das diferentes regiões da amostra soldada sem goivagem. A microestrutura da solda, e suas regiões termicamente afetadas dependem especialmente de fatores cinéticos, tais como a taxa de resfriamento. O efeito do gradiente de temperatura (G) e a taxa de crescimento (R) são dominantes para definição da microestrutura de solidificação [55].

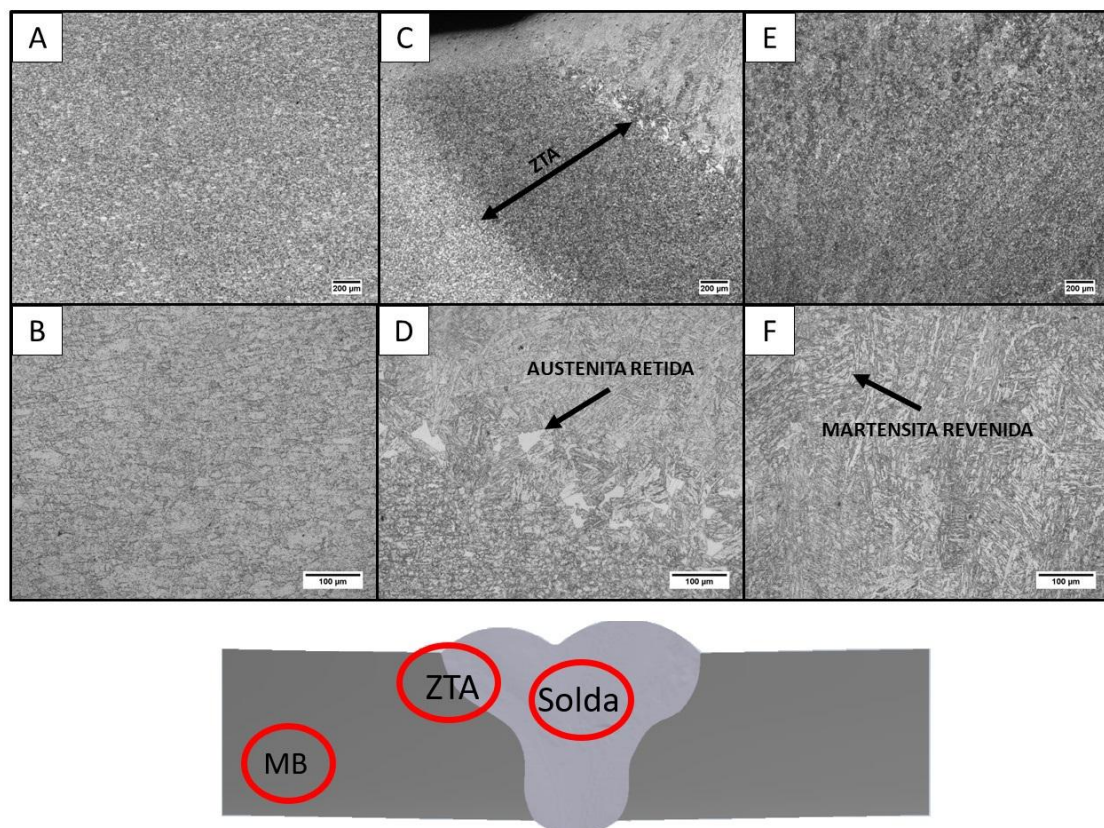


Figura 40 - Micrografia da amostra soldada sem goivagem em Metal base (A e B), ZTA à esquerda da região soldada (C e D) e região soldada (E e F) com ampliações de 50X e 200X respectivamente.

O metal base (MB) apresentado em ampliações de 50x e 200x na Figura 40 (A) e (B), respectivamente, exibe grãos ferríticos aproximadamente equiaxiais de estrutura refinada. Dada a zona termicamente afetada (ZTA) extensa e bem definida, é notório a diferença morfológica entre solda, ZTA e MB, indicado pelos diferentes contrastes dessas regiões (Figura 40 (C) e (D)). A zona termicamente afetada exibe grãos mais refinados que aqueles do MB, ainda com presença de carbonetos de cromo. Para verificar a existência desses precipitados testes de sensibilização foram realizados e serão apresentados nos tópicos 4.7 e 4.8. A região de solda exibe microestrutura com aspecto típico de uma martensita revenida. A presença de tal microestrutura pode ser explicada pelos ciclos térmicos aplicados à solda durante os vários passes realizados. Na interface

solda/ZTA observa-se fases maiores e esbranquiçadas indicadas possivelmente como austenita retida.

A Figura 41 apresenta micrografias das diferentes regiões da amostra goivada e ressoldada. Ambas as zonas termicamente afetadas (Figura A, B, E e F) indicadas como à direita e à esquerda da solda apresentam em suas interfaces regiões com austenita retida. As ZTAs são fortemente demarcadas pela diferença de contraste entre MB e solda, apresentando também grãos mais refinados e carbonetos de cromo. A região de solda apresenta microestrutura com crescimento orientado ao fluxo de calor e aspecto similar a uma martensita revenida.

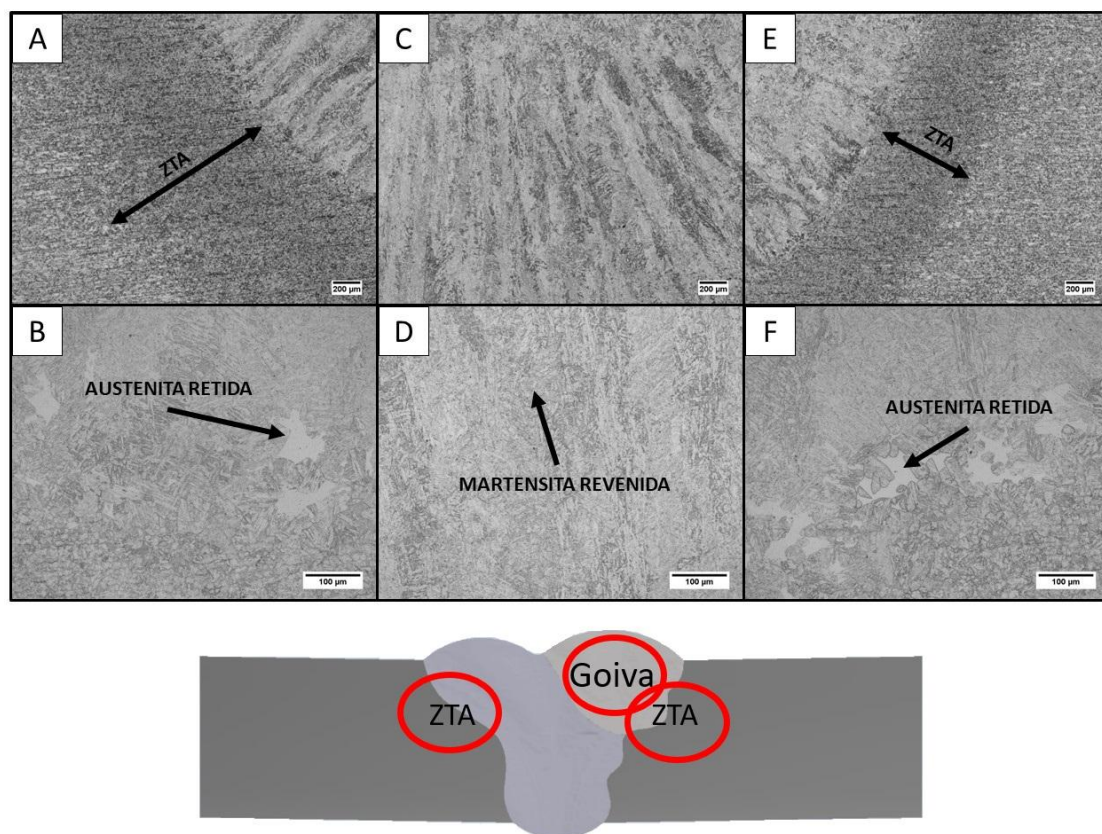


Figura 41 - Micrografia da amostra goivada e ressoldada em ZTA à esquerda da Solda (A e B), região goivada e ressoldada (C e D) e ZTA da região goivada (E e F) com ampliações de 50X e 200X respectivamente.

Como pode ser observado na Figura 41 (b) e (f) regiões claras foram encontradas nas interfaces solda/ZTA e ressolda/ZTA, possivelmente se trate de austenita retida, sendo descartada a possibilidade de fases sigma, pois, como descrito na literatura é relatado a ocorrência de sigma para teores de Cr acima de 20% e exposição a temperatura acima dos 500 °C durante várias horas [15, 34].

4.4 Ensaio de microdureza Vickers (HV)

Os resultados do ensaio de dureza Vickers são apresentados para a amostra soldada sem goivagem (Figura 42) e goivada e ressoldada (Figura 43).

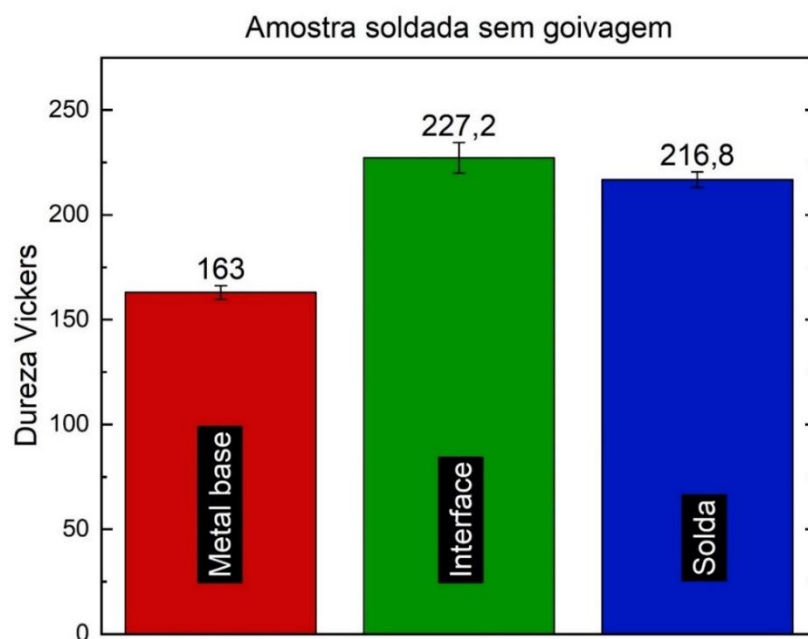


Figura 42 - Microdureza Vickers para amostra soldada sem goivagem, nas regiões metal base, interface e solda.

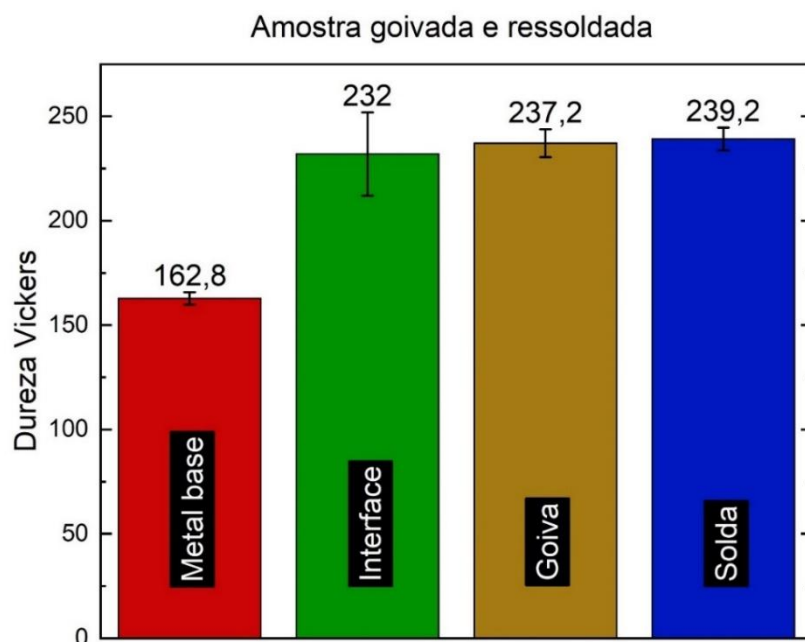


Figura 43 - Microdureza Vickers para as amostras goivada e ressoldada para as regiões metal base, interface, goiva e solda.

O metal base apresentou dureza média de quase 163 HV. Na amostra soldada sem goivagem, a região interface apresentou dureza média de 227,2 HV e a região de solda 216,8. Na amostra goivada e ressoldada, apresentou média de 232 HV, 237,2 HV e 239,2 HV na região interface, goiva e solda respectivamente.

De modo geral, as amostras ensaiadas por dureza Vickers apresentaram aumento de dureza discreto em todas as regiões analisadas, indicando que não houve a formação de martensita frágil durante os ciclos térmicos que as amostras foram submetidas. É de interesse, do ponto de vista mecânico, que a dureza tenha aumentado pouco, já que a dureza pode ser relacionada a outras propriedades mecânicas, como por exemplo o limite de resistência a tração, sendo este, diretamente proporcional a dureza. Outro fator importante é a tenacidade que é a capacidade de um dado material absorver energia, no regime elástico e plástico, até a ruptura. Normalmente a tenacidade é relacionada no sentido oposto à dureza, assim, a dureza aumentando pouco a tenacidade tende a ter uma diminuição pequena.

4.5 Ensaio de tração

Nas amostras que foram submetidas à soldagem, a ruptura ocorreu fora da região soldada (região central), e a amostra de metal base a fratura foi na região central do CP. O comportamento das amostras, pode ser visualizado na Figura 44.

Todas as amostras tiveram resultados de tensão de ruptura acima do valor recomendado pela ASTM A240 que é de 450 MPa. Quando a propriedade é a tensão de escoamento o valor encontrado também foi superior ao que preconiza a referida norma (205 MPa). A tensão de ruptura aumentou pouco mais de 15% para as amostras que foram submetidas aos processos de soldagem, ou goivagem seguida de ressoldagem. Já a tensão de escoamento praticamente dobrou com relação ao valor de tensão do metal base, devido aos ciclos térmicos que as amostras foram submetidas.

De modo geral o comportamento de resistência à tração das amostras ensaiadas teve o comportamento esperado, já que no ensaio de dureza, um aumento de dureza na região de solda e ressolda foi encontrado, pois, a dureza e a resistência à tração são indicadores da resistência do metal à deformação plástica.

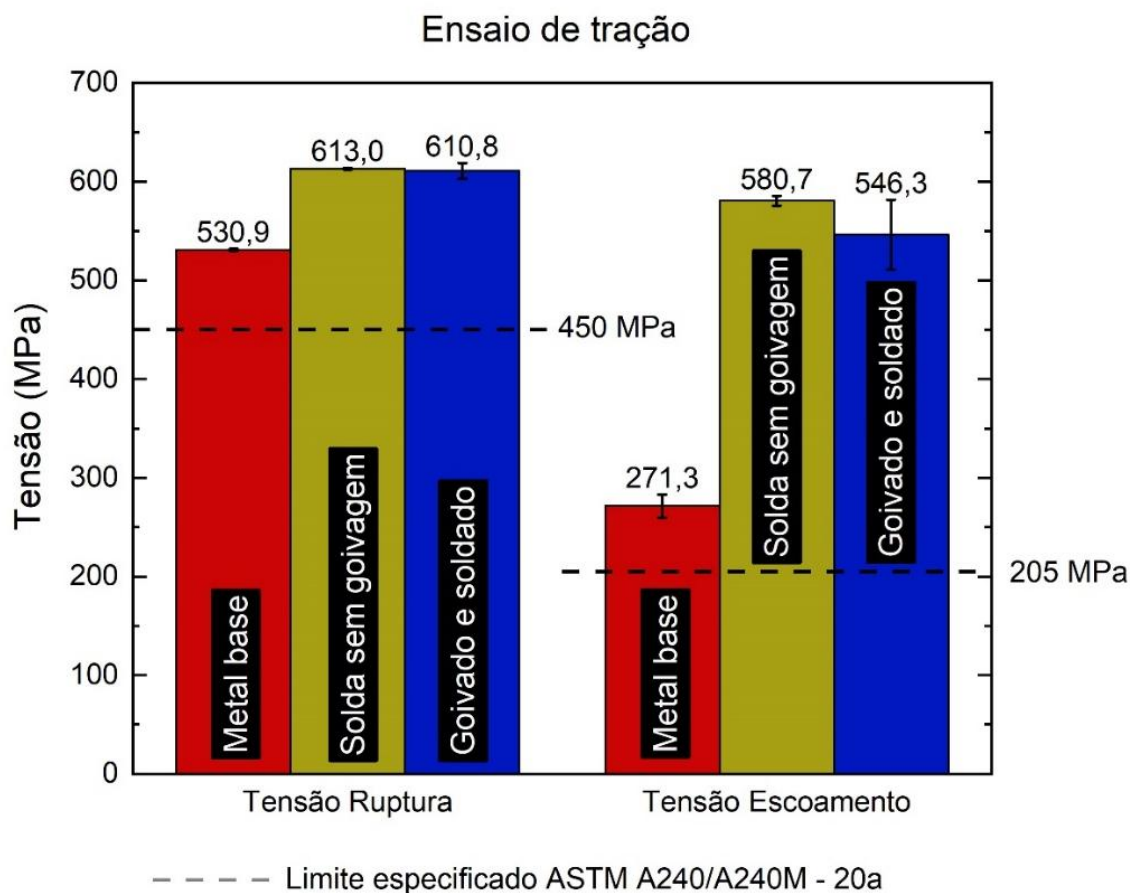


Figura 44 - Tensão de escoamento e tensão limite de resistência das amostras metal base, solda sem goiva e goivado e ressoldado.

4.6 Ensaio de impacto

Os resultados obtidos no ensaio de impacto são apresentados na Figura 45. As amostras ensaiadas apresentaram redução de energia absorvida a partir do metal base que apresentou o valor de ~71 J. A amostra soldada sem goivagem apresentou uma redução média próxima dos 42%, sendo mais significativa na amostra goivada e ressoldada, apresentando uma redução média de aproximadamente 357%.

Pela análise da Figura 45, as amostras que foram submetidas a mais ciclos térmicos (goivada e ressoldada) apresentaram menor valor de tenacidade, o que pode ser explicado pela formação de grãos grosseiros, principalmente pela

sequência de passes de ressolda, pois, cada passe eleva a temperatura do cordão de solda realizado anteriormente à temperatura de austenitização favorecendo a crescimentos dos grãos de austenita como citado por Ferrari et al. [48].

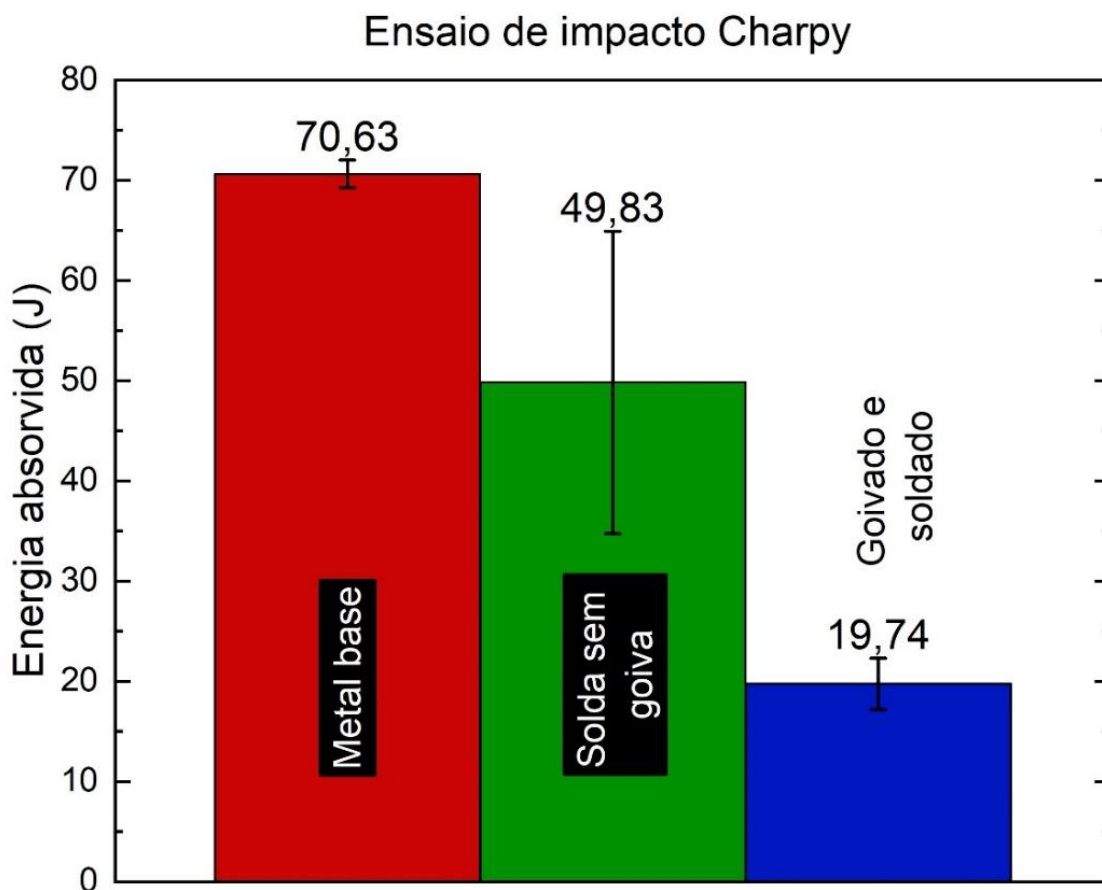


Figura 45 - Energia absorvida para as amostras metal base, solda sem goiva e goivado e soldado.

4.7 Susceptibilidade à corrosão intergranular

Para avaliação da susceptibilidade a ataque intergranular foram executados testes segundo ASTM A763, prática W, como descrito na seção de materiais e métodos. A superfície atacada da condição solda sem goivagem é

apresentada na Figura 46 com micrografias das regiões de solda, metal base e ZTA.

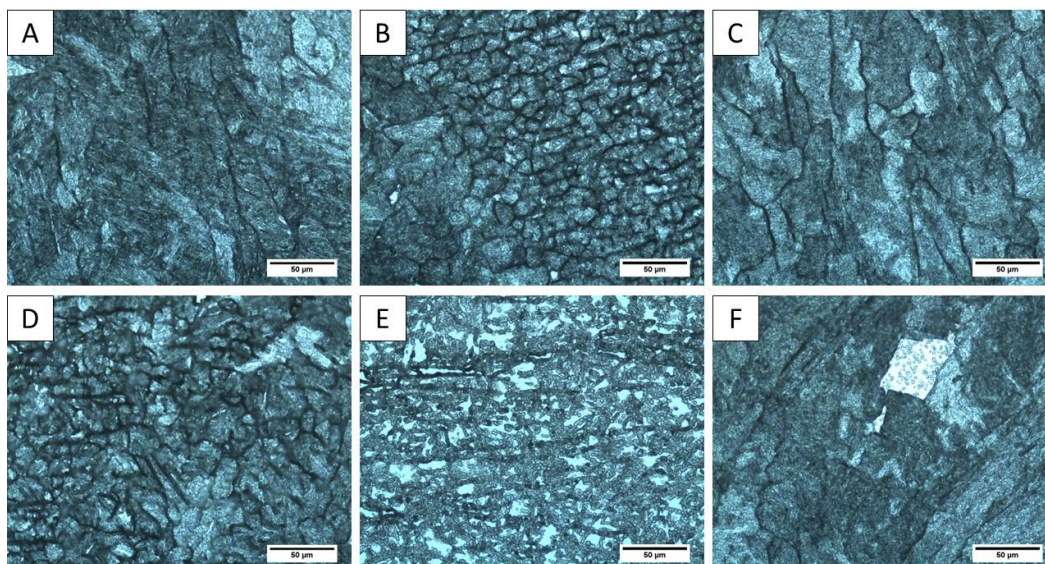


Figura 46 - Micrografia 500x da amostra soldada sem goivagem, (a) topo, (b) interface esquerda, (c) centro, (d) interface direita, (e) metal base e (f) raiz.

As imagens referentes ao topo e raiz da solda (Figura 46 A e F) apresentam estruturas aceitáveis indicando resistência ao ataque intergranular do tipo carboneto de cromo, sendo classificada segundo a norma supracitada, como estruturas mistas. Estas são indicadas pela presença de estruturas em degraus (com ataque entre os grãos) e algumas valas em contornos de grão, mas sem grãos completamente cercados por valas.

As regiões de interface entre ZTA e solda, indicadas na Figura 46 B e D, exibem em micrografias estruturas classificadas como valas, exibindo ataque mais profundo que circunda os grãos completamente. Mesmo comportamento é verificado para a região central da solda (Figura 46 C). As micrografias descritas permitem classificar essas estruturas como suspeitas necessitando de testes adicionais.

As diferenças evidenciadas entre as regiões de topo e raiz de solda e centro de solda e ZTA podem ser justificadas pelos distintos ciclos térmicos experimentados por tais regiões, sendo que para estas últimas os ciclos térmicos

empregados podem ter induzido o fenômeno de sensitização, dado o ataque mais severo. As estruturas de ataque referente ao metal base (Figura 46 E) são classificadas como degrau, sendo estruturas não suspeitas, como esperado.

Os resultados para a amostra goivada e ressoldada, também submetida a caracterização de susceptibilidade a ataque intergranular, são apresentadas na Figura 47. As regiões de topo e raiz de solda (Figura 47 A e F) apresentam estrutura mistas, com valas entre alguns grãos e degraus, sendo, portanto, classificada como estrutura não suspeita.

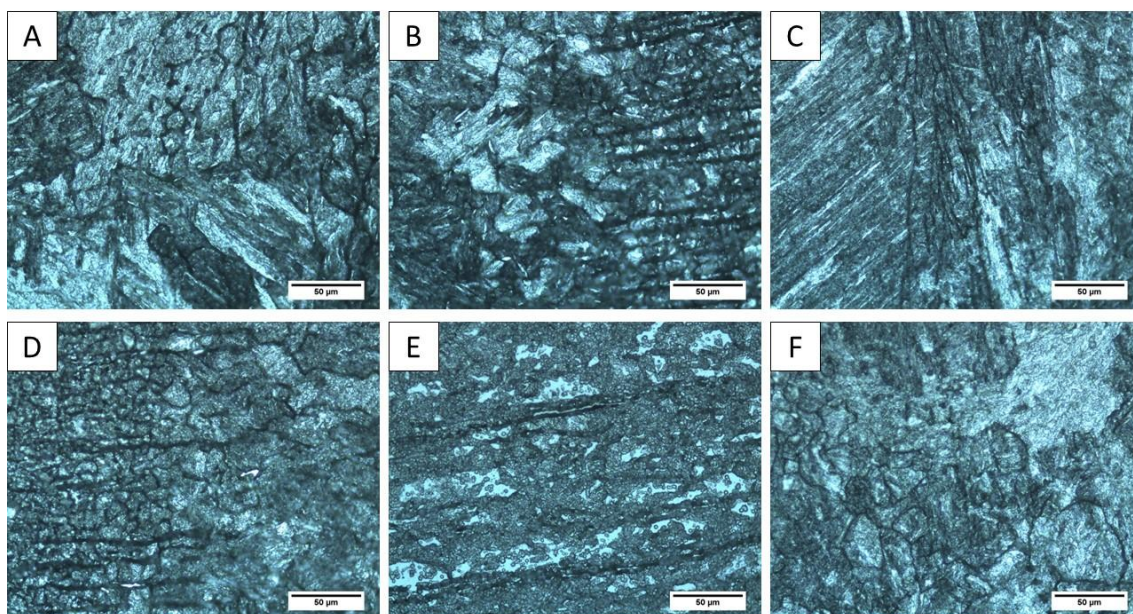


Figura 47 - Micrografia 500x da amostra goivada e ressoldada, (a) topo, (b) interface esquerda, (c) centro, (d) interface direita, (e) metal base e (f) raiz.

As micrografias referentes as regiões de interface (esquerda e direita) e centro de solda (Figura 47 B, C e D) apresentam estrutura em valas, assim como evidenciado para a amostra apenas soldada, classificando essas estruturas como suspeitas. O metal base indicado na Figura 47 E exibe estrutura em degrau, tipificadas com aceitáveis indicando resistência ao ataque intergranular do tipo carboneto de cromo.

Como observado, em todas as amostras podem ser identificadas a existência de valas, independentemente de passar ou não pelo processo de

goivagem. As regiões que mais apresentaram as valas de acordo com as Figura 46 e Figura 47, foram as interfaces esquerda (b) e interfaces direita (d). De acordo com a classificação da ASTM A763, prática W, as amostras são consideradas suspeitas. Para melhor caracterizar a influência dos ciclos térmicos associados à soldagem e sua influência na microestrutura final, foram realizados ensaios de reativação potenciocinética em duplo loop (DL-EPR) para avaliar o grau de sensitização das amostras.

4.8 Reativação potenciocinética em duplo loop (DL-EPR)

A Figura 48 apresenta o resultado de ensaio de reativação potenciocinética em duplo loop para amostra soldada sem goivagem. A partir da curva característica de DL-EPR é possível visualizar para todas as regiões (metal base, interface e solda) picos de ativação (I_a) e reativação (I_r), associados respectivamente com as polarizações anódica e catódica [56]. O pico I_r indica um processo de dissolução anódica ocorrendo preferencialmente nas regiões empobrecidas em Cr, tal que quanto maior a susceptibilidade ao processo de corrosão localizada maior a corrente associada a esse pico [57].

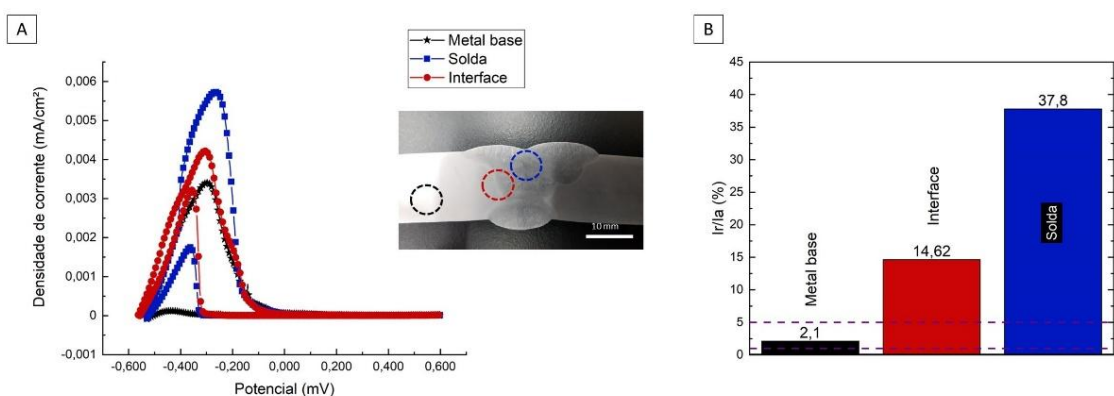


Figura 48 - Resultado do ensaio de reativação potenciocinética em duplo loop para a amostra com solda sem goivagem. a) Curva característica do ensaio DL-EPR; b) gráfico do grau de sensitização (I_r/I_a), comparando as regiões metal base, interface e solda.

A amostra soldada, não submetida ao processo de goivagem, apresentou grau de sensitização maior que 5% nas regiões de interface e solda com valores de 14,62% e 37,8% respectivamente. O grau de sensitização apresentados tipificam a amostra como sensitizada, o que está em consonância com a classificação suspeita dessas regiões pelo teste de susceptibilidade à corrosão intergranular. O metal base por sua vez exibe grau de sensitização maior que 1%, mas ainda inferior ao limite de máximo de 5%, indicando, portanto, uma condição levemente sensitizada. Em função do desconhecimento da vida térmica do material como recebido (anteriormente a soldagem), não é possível indicar inconsistência nesse resultado. Ademais é importante destacar que em condições reais poucos materiais encontram-se solubilizados.

A Figura 49 apresenta os resultados do ensaio de reativação potenciocinética em duplo loop para amostra goivada e ressoldada. Todas as regiões exibem destacados picos de reativação, a frisar região de solda e goiva.

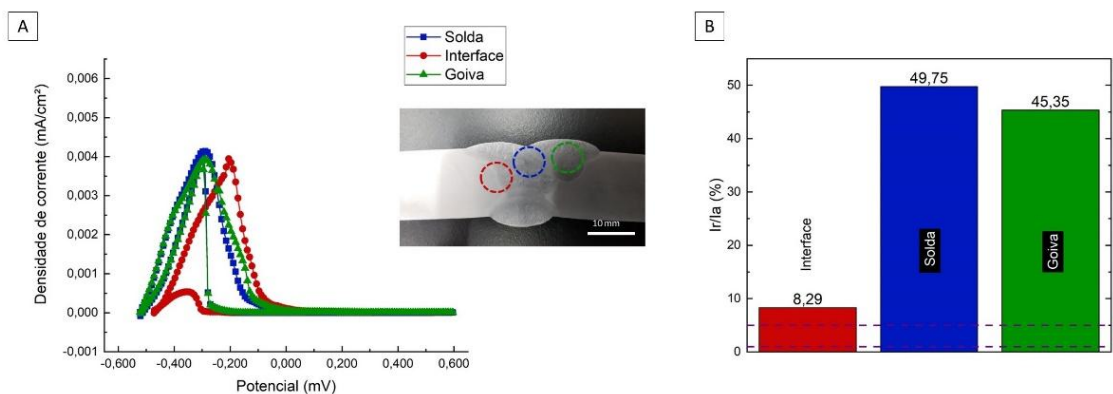


Figura 49 - Resultado do ensaio de reativação potenciocinética em duplo loop para a amostra goivada e ressoldada. a) Curva característica do ensaio DL-EPR; b) gráfico do grau de sensitização (I_i/I_a), comparando as regiões interface, soldada e goivada.

Pelo gráfico de grau de sensitização, evidencia-se como a condição mais crítica, exibindo sensitização em todas as regiões: interface, solda e goiva com grau de sensitização de 8,29%, 49,75% e 45,35%, respectivamente. O maior grau de sensitização na região de solda e goiva pode ser explicado pela

deposição de carbono oriundo do eletrodo de grafita utilizado no processo de goivagem, assim, facilitando a precipitação de carbonetos de cromo e a sensitização nestas regiões.

5 CONCLUSÕES

Com base no material trabalhado, no processo utilizado de soldagem e goivagem e nos resultados obtidos nos diferentes ensaios, pode-se concluir que:

1. O parâmetro de goivagem que resultou em melhor acabamento superficial e menor deposição de material na superfície goivada para o aço inoxidável AISI 410, foi com a utilização de corrente de 290 A e com o emprego de eletrodo com diâmetro de 3/8".
2. A goivagem elevou a dureza na região próxima à goiva para aproximadamente 500 HV, devido a formação de martensita frágil, anteriormente à ressolda.
3. O ensaio de suscetibilidade à corrosão intergranular mostrou a existência de valas em todas as amostras submetidas aos ciclos térmicos (soldada sem goiva e goivada e ressoldada) independentemente da utilização ou não do processo de goivagem.
4. O ensaio de reativação potenciocinética mostrou o grau de sensitização alto (>5) indicando que as regiões de interface e de solda sensitizaram na amostra soldada sem a goivagem e nas regiões de interface, solda e goiva na amostra goivada e ressoldada. O metal base apresentou sensitização leve (>1) na amostra soldada sem goivagem, possivelmente pelo aporte de calor típico da soldagem.
5. As amostras submetidas aos ciclos térmicos de soldagem e/ou goivagem apresentaram um leve aumento da resistência a ruptura e um grande aumento da tensão de escoamento e diminuição da energia absorvida ao impacto indicando que as amostras tiveram uma diminuição da tenacidade.
6. O ensaio de dureza mostrou um discreto aumento de dureza nas regiões interface e solda na amostra soldada sem goivagem e nas regiões de interface, solda e goiva na amostra goivada e ressoldada.
7. A deposição de carbono proveniente da goivagem não se mostrou significativa na sensitização visto que a amostra não goivada obteve grau de sensitização semelhante a amostra goivada.

8. O processo de goivagem a arco elétrico com eletrodo de grafita e a soldagem a arco submerso se mostraram prejudiciais para o emprego no aço inoxidável AISI 410, pois, apresentaram aumento no grau de sensitização e redução acentuada na tenacidade, como se sabe estas características são de grande importância na junta soldada.
9. Não se recomenda a utilização do aço inoxidável AISI 410 submetido a goivagem com eletrodo de grafita e soldado a arco submerso para utilização na indústria petroquímica.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Abordar tipos de limpeza da superfície pós goivagem (preparação da superfície para ressolda) com a utilização dos métodos de limpeza por escovação e retificação e correlacionar os métodos de limpeza com as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão da junta soldada.

Realizar o estudo com outros tipos de juntas soldadas como duplo V e em K.

Utilizar variações no ângulo de ataque do eletrodo de grafita, partindo de 20° até 70° e adotar outros parâmetros para avaliação da goivagem, como o volume de material removido e velocidade de goivagem.

Ampliar o estudo do efeito da goivagem para outros tipos de corrosão, como corrosão por pites e corrosão sob tensão.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] American Iron and Steel Institute. Design Guidelines for the Selection and Use of Stainless Steel. A designer's Handbook Series n. 9014, Nickel Institute, 2020.
- [2] (CARBÓ, H. M. Aços inoxidáveis: aplicações e especificações. ArcelorMittal 2008)
- [3] MAURICE, V.; YANG, W. P.; MARCUS, P. **XPS and STM Study of Passive Films Formed on Fe-22Cr(110) Single-Crystal Surfaces**. Journal of The Electrochemical Society, v. 143, n. 4, p. 1182–1200, 1996.
- [4] MAURICE, V.; YANG, W. P.; MARCUS, P. **X-Ray Photoelectron Spectroscopy and Scanning Tunneling Microscopy Study of Passive Films Formed on (100) Fe-18Cr-13Ni Single-Crystal Surfaces**. Journal of The Electrochemical Society, v. 145, n. 3, p. 909–920, 1998.
- [5] Chiaverini, V. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2015.
- [6] Pinedo, C. E. **Tratamentos térmicos e superficiais dos aços**. São Paulo: Blucher, 2021.
- [7] DALMAU, A.; RICHARD, C.; IGUAL – MUÑOZ, A. Degradation mechanisms in martensitic stainless steels: Wear, corrosion and tribocorrosion appraisal. **Tribology International**, v. 121, p. 167–179, 2018.
- [8] Associação Brasileira de Normas Técnicas, **ABNT NBR 5601: Aços inoxidáveis – Classificação por composição química**, 2011
- [9] C. Garcia, M. P. de Tiedra, Y. Blanco, O. Martin, and F. Martin, **Intergranular corrosion of welded joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell**, *Corros. Sci.*, vol. 50, no. 8, pp. 2390–2397, 2008, doi: 10.1016/j.corsci.2008.06.016.

- [10] Colpaert, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4^a Ed. São Paulo: Blucher, 2008
- [11] LEE, J. et al. **Metallurgical analysis of failed jaws used in joint of a water supply pipe line**. *Engineering Failure Analysis*, v. 26, p. 266-273, 2012.
- [12] P. de Lima-Neto *et al.*, **Determination of the sensitized zone extension in welded AISI 304 stainless steel using non-destructive electrochemical techniques**, *Corros. Sci.*, vol. 50, no. 4, pp. 1149–1155, 2008, doi: 10.1016/j.corsci.2007.07.014.
- [13] R. Singh, **Welding Corrosion Resistant Alloys – Stainless Steel, Applied Welding Engineering**. (2012) 191–214. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-391916-8.00018-2>.
- [14] S. Kumar and A. S. Shahi, **Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded AISI 304 stainless steel joints**, *Mater. Des.*, vol. 32, no. 6, pp. 3617–3623, 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2011.02.017
- [15] J. J. Demo, **Structure, Constitution, and General Characteristics of Wrought Ferritic Stainless Steels**, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 1977, doi: 10.1520/stp26972s.
- [16] L. H. Guilherme and M. F. De Oliveira, **O Estado da Arte da Precipitação de Fase Sigma em Aços Inoxidáveis Austeníticos: Foco na Liga AISI 316L**, *Dep. Eng. Mater. - Univ. São Paulo*, no. 4, 2012.
- [17] Eutectic Castolin do Brasil Ltda. **Tocha de goivagem manual k4000**. Manual técnico, 2016. Acesso em: 25 jun. 2021
- [18] Medina O.H. *et al.* **Effect of torch process on the steels used for bucket, shovel handle, and other high-tonne mining equipment**. *International Journal of Mechanical and materials Engineering*, 2017

- [19] N. A. McPherson, Y. Song, L. M. Watson, and T. N. Baker, **Gouging of Cr-Ni-Mo austenitic stainless steel welds**, Sci. Technol. Weld. Join., vol. 3, no. 1, pp. 13–16, 1998, doi: 10.1179/stw.1998.3.1.13.
- [20] Wainer, E.; Brandi S. D.; Melo F. D. H. de; **Soldagem: Processos e metalurgia**. 11^a reimpressão. São Paulo: Blucher, 1992
- [21] Fortes C. **Apostila de arco submerso – ESAB BR**. 2004. Disponível em: https://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901100rev1_apostilaarcosubmerso.pdf. Acesso em 29 jul. 2021
- [22] International Organization for Standardization. **ISO 12732:2006(E); Corrosion of metals and alloys – Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using the double loop method (based on Cihál's method)**. Suíça, 2006
- [23] American Society for Testing and Materials. **E23 - 18: Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2018.
- [24] American Society for Testing and Materials. **A240/A240M-20a: Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications**. West Conshohocken: ASTM International, 2020.
- [25] American Welding Society. **A5.9/A5.9M: Welding Consumables – Wire Electrodes, Strip Electrodes, Wires, and Rods for Arc Welding of Stainless and Heat Resisting Steels – Classification**. Danvers: AWS, 2017
- [26] American Society for testing and Materials. **E112-13: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. West Conshohocken: ASTM International, 2013.
- [27] American Society for testing and Materials. **E45-18a: Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel**. West Conshohocken: ASTM International, 2018.

- [28] American Society for testing and Materials. **E407-07: Standard Practice for Microetching Metals and alloys**. West Conshohocken: ASTM International, 2015.
- [29] American Society for testing and Materials. **A763-15: Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Ferritic Stainless Steels. Practice W and Z**. West Conshohocken: ASTM International, 2015.
- [30] American Society for testing and Materials. **E8/E8M-21: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2021.
- [31] ASM International. **ASM Handbook vol. 6: welding, brazing, and soldering**. Materials Park: ASM International, 1993.
- [32] LIPPOLD, John C. **Welding metallurgy and weldability**. John Wiley & Sons, 2014.
- [33] JOUBERT, J. M. **Crystal chemistry and Calphad modeling of the σ phase**. Progress in Materials Science, v. 53, n. 3, p. 528-583, 2008.
- [34] FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless steels**. Springer Verlag, Wien. N. York, 1988.
- [35] BAGHJARI, S. H.; AKBARI MOUSAVI, S. A. A. **Effects of pulsed Nd: YAG laser welding parameters and subsequent post-weld heat treatment on microstructure and hardness of AISI 420 stainless steel**. Materials and Design, v. 43, p. 1–9, 2013.
- [36] American Society for testing and Materials. **E340-15: Standard Practice for Macroetching Metals and Alloys**. West Conshohocken: ASTM International, 2015.
- [37] CONTEC – COMISSÃO DE NORMAS TÉCNICAS. N-133: **SOLDAGEM**, rev. N. Rio de Janeiro: Petrobrás, 2017.
- [38] SEDRIKS, A. J. **Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of Stainless Steels**. Corrosion, v. 42, n. 7, p. 376 – 389, 1986.

- [39] **CONTRIBUIÇÃO DO CROMO.** In: INFOMET. Disponível em: <https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=103>. Acesso em: 15 jan. 2022.
- [40] KIRAN, D. V., BASU, B., & DE, A. **Influence of process variables on weld beas quality in two wire tandem submerged arc welding of HSLA steel.** Journal of Materials Processing Technology. 212, 2041-2050. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.05.008>
- [41] Foroozmehr, F., & Bocher, P. **An investigation on fracture toughness of the heat-affected zone in the welded joints of 13% Cr-4% Ni martensitic stainless steels.** Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2021. <https://doi.org/10.1111/ffe.13569>
- [42] Mohammadijoo, M., Kenny, S., Collins, L., Henein, H., & Ivey, D. G. **Characterization of HAZ of API X70 Microalloyed Steel Welded by Cold-Wire Tandem Submerged Arc Welding.** Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2017. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4041-x>
- [43] Lomozik, M. **Effect of the welding thermal cycles on the structural changes in the heat affected zone and on its properties in joints welded in low-alloy steels.** Welding International, 2000. <https://doi.org/10.1080/09507110009549281>
- [44] Koga, G. Y., Ferreira, T., de Bribean Guerra, A. P., Cunha, D., Wiezel, J. G. G., & Bolfarini, C. **Air carbon arc gauging of austenitic stainless steels prior to arc welding – Risks and Opportunities.** Journal of Materials Processing Technology, (2022) <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117524>
- [45] Sidhom, H., Amadou, T., & Braham, C. **Evaluation by the double loop electrochemical potentiokinetic reactivation test of aged ferritic stainless steel intergranular corrosion susceptibility.** Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, (2010). <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0383-3>

- [46] American Society for testing and Materials. **E384-2: Standard Test Methods for Microindentation Hardness of Materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2022.
- [47] Silva, C. C., de Albuquerque, V. H. C., Moura, C. R. O., Aguiar, W. M., & Farias, J. P. (2008). Evaluation of AISI 4140 Steel Repair Without Post-Weld Heat Treatment. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 18(3), 324–331. doi:10.1007/s11665-008-9294-5
- [48] Tavares, W. da Silva. **Estudo das técnicas de remoção de material empregadas em soldagens de fabricação ou de manutenção de estruturas de aço**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) -Centro de Tecnologia. Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza p. 126. 2009
- [49] Ferrari M, Neves MDM, Panão JN. **Análise das propriedades mecânicas de juntas de aço carbono estrutural soldadas pelo processo arco submerso com os arcos simples e duplo (Tandem-Arc)**. *Soldagem & Inspeção*. 2019;24:e2402. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2304.07>
- [50] QUITES, A.M., DUTRA, J.C., *Tecnologia da Soldagem a Arco Voltáico*, Florianópolis, EDEME, 1979.
- [51] Neves, M. D. M. das, Lotto, A., Berretta, J. R., Rossi, W. de, & v. Júnior, N. D. (2009). **Solidificação da zona de fusão na soldagem do AISI 304 com inconel 600 por laser de Nd: YAG**. *Soldagem & Inspeção*, 14(2). <https://doi.org/10.1590/s0104-92242009000200002>
- [52] GOULART, P. R. **Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas**, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2010. 160p. Tese.

- [53] GARCIA A. **Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes** Projeções, v. 23, p. 13-32, jan./dez. 2005
- [54] Guimarães, J. R. C. **Conceituação, cinética e morfologia da transformação martensítica em aços**. Revista Latino-americana de Metalurgia y Materiales, V.1, 3-9, 1981.
- [55] Hussein, A., & Al-Joubori, A. **Welding of ferritic stainless steel plate using austenitic stainless steel electrode**. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 745, 012083. 2020. doi:10.1088/1757-899x/745/1/012083
- [56] WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão** Vol. 49. [s.l.] EdUSP, 2003.
- [57] LIM, Y. S. **Influence of laser surface melting on the susceptibility to intergranular corrosion of sensitized Alloy 600**. Corrosion Science, v. 43, 2001. [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(00\)00149-9](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(00)00149-9)
- [58] KOU, S.; LE, Y. Three-dimensional heat flow and solidification during the autogenous GTA welding of aluminum plates. **Metallurgical Transactions A**, v. 14, n. 11, p. 2245–2253, nov. 1983.