

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**ANDRÉ GOMES ROCHA**

**Efeito da soldagem pelo processo MIG na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável UNS S41003**

Dissertação de Mestrado

**Itabira – 2023**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**ANDRÉ GOMES ROCHA**

**Efeito da soldagem pelo processo MIG na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável UNS S41003**

Dissertação de Mestrado

Trabalho de Dissertação de Mestrado submetido ao Programa de Mestrado Profissional em Engenharia de Materiais como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Desenvolvimento, Processamento e Caracterização de Materiais

Orientador: Prof. Dr. José Carlos de Lacerda

Co-Orientador: Prof. Dr. Ricardo Luiz Perez Teixeira

**Itabira - 2023**

## DEDICAÇÕES

Dedico, este trabalho a persistência e paciência do meu orientador e amigo o professor Dr. José Carlos de Lacerda, que se tornou a peça do quebra-cabeça fundamental para construir este, antigo sonho. Ao co-orientador professor Dr. Ricardo Luiz Perez Teixeira, pelas contribuições durante os ensaios na UNIFEI e orientações.

Dedico, também ao meu companheiro Diego, que se mostrou sempre disposto a ajudar no desenvolvimento do trabalho.

Dedico, a Rosângela Monteiro de Souza, quando foi parceira incentivando para continuar e não desistir.

Dedico a honra de minha Mãe, Maria Ângela Gomes Rocha, que quando esteve presente, buscou sempre a melhor educação para os filhos.

Dedico a DEUS, todos os dias por me capacitar a enfrentar este e outros desafios.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço imensamente pelo apoio e incentivo do meu nobre mestre e professor, orientador, amigo (José Carlos de Lacerda), sempre me cativando a humildade, seriedade, dedicação e palavras.

Agradeço ao professor co-orientador Dr. Ricardo Luiz Teixeira Perez, pelo apoio durante os testes, pré – elaboração da proposta do trabalho.

Agradeço ao Sol, a Terra, o Ar tudo que temos nesta vida.

Agradeço a Rosângela Monteiro de Souza, pela cumplicidade, força, motivação enquanto tivemos juntos.

Agradeço aos técnicos dos laboratórios de metalografia, ensaios mecânicos e usinagem da UNIFEI, campus Itabira, Jordânio, Remisson e Jasson, pelo apoio nos experimentos.

Agradeço ao instrutor de aprendizagem industrial do Instituto do Inox da Aperam em Timóteo/MG, Messias Maciel da Silva pela cooperação na realização das soldagens.

Agradeço as técnicas Juliana Vieira, Áurea Alice e Ellen Vieira do laboratório de ensaios mecânicos da FUNCESI-Itabira, pela parceria na realização de ensaios de impacto Charpy.

Por fim, sobretudo, agradeço a DEUS, pela vida, força e fé durante a caminhada.

## RESUMO

Neste trabalho foram estudados os efeitos da soldagem pelo processo metal inert gas (MIG) na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço UNS S41003. Chapas do aço UNS S41003 foram soldadas com arame AISI 309LSi utilizando-se duas energias de solda distintas (alta energia - AE e baixa energia - BE). Amostras extraídas do metal base (MB), zona térmicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF) foram submetidas a ensaios de microdureza e impacto Charpy. Ensaios de tração foram realizados em amostras extraídas no MB. Foram realizadas análises micrográficas. Imagens microfractográficas das fraturas de tração e impacto foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Como resultados observou-se na ZF a predominância de microestrutura austenítica com a presença de ilhas de ferrita delta. Na ZTA houve um pronunciado crescimento do tamanho de grão da ferrita com a existência de agulhas de martensita predominantemente nas adjacências do seu contorno de grão. O MB apresentou maior dureza que o metal da ZF e ZTA. A energia ao impacto se apresentou maior na ZF comparado com aquela das regiões do MB e ZTA.

**Palavras-chave:** UNS S41003; soldagem MIG, microestrutura, propriedades mecânicas.

## **ABSTRACT**

In this work, the effects of metal inert gas (MIG) welding on the microstructure and mechanical properties of a UNS S41003 steel were studied. UNS S41003 steel sheets were welded with AISI 309LSi wire using two different welding energies (high energy – HE and low energy – LE). Samples extracted from the base metal (BM), heat affected zone (HAZ) and fused zone (FZ) were subjected to microhardness and Charpy impact tests. Tensile tests were performed on samples extracted from the BM. Micrographic analyzes of the structures obtained in the welds were performed using scanning electron microscopy (SEM). Microfractographic images of tensile and impact fractures were obtained by scanning electron microscopy (SEM). As a result, the predominance of austenitic microstructure with the presence of delta ferrite islands was observed in the FZ. In HAZ there was a pronounced increase in the grain size of the ferrite phase with the existence of martensite needles predominantly in its grain boundary. The BM showed greater hardness than the metal from the FZ and HAZ. The impact energy was higher in the FZ compared to BM and HAZ.

**Keywords:** UNS S41003; MIG welding, microstructure, mechanical properties.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Processo de Passivação do Aço Inoxidável.....	16
Figura 2: Diagrama de Schaeffler.....	18
Figura 3: Gráficos: (a) Diagrama Ferro-Cromo; (b) Ciclo Térmico; (c) Curva TTT.....	21
Figura 4: Teste padrão ISO 6507-1 para dureza Vickers de materiais metálicos.....	27
Figura 5: Corpos de prova para ensaio de tração.....	27
Figura 6 : Diagrama Tensão-Deformação.....	28
Figura 7: Ensaio de impacto Charpy.....	29
Figura 8: Microscópio Eletrônico de Varredura.....	31
Figura 9: Fonte de Solda com Característica plana ou tensão constante.....	32
Figura 10: Processo MIG.....	32
Figura 11: Perfil típico de cordões de solda.....	34
Figura 12: Mesa para realização de soldas experimentais.....	38
Figura 13: Fluxograma dos procedimentos experimentais.....	39
Figura 14: Representação esquemática da junta de solda.....	40
Figura 15: Corpo de prova para ensaio de tração.....	41
Figura 16 : Máquina de ensaio de tração Instron.....	41
Figura 17: Localização dos Entalhes nas diferentes regiões de solda.....	42
Figura 18: Corpos de prova para o ensaio de Charpy.....	42
Figura 19: Máquina de ensaio de impacto Charpy.....	43
Figura 20: Microscópio eletrônico de Varredura (MEV).....	44
Figura 21: Microdurômetro.....	45
Figura 22 : Ferrotoscópio.....	45
Figura 23: Diagrama de equilíbrio do aço UNS S41003 obtido por simulação no <i>ThermoCalc<sup>TM</sup></i> .....	46
Figura 24: Gráfico Tensão x Deformação do metal base UNS S41003.....	48
Figura 25: Representação gráfica dos resultados de ensaio de impacto charpy.....	49
Figura 26: Microestrutura da zona fundida (ZF): (a) solda de baixa energia; (b) solda de alta energia (MEV).....	50
Figura 27: Microestrutura de solda de baixa energia (MEV).....	51
Figura 28: Microestrutura de solda de alta energia (MEV).....	51
Figura 29: Microestrutura de solda de baixa energia (MEV).....	52
Figura 30: Trinca secundária na tração (MEV).....	53
Figure 31: Microfratografias do aço UNS S41003 ensaiado por tração: (a) região de estrição; (b) região com dimples e clivagem. MEV.....	53

Figura 32: Fratura por impacto no metal base (MEV).....	54
Figura 33: Fratura por impacto na ZF de solda de alta energia (MEV).....	55
Figura 34: Fratura por impacto na ZF de solda de baixa energia (MEV).....	55
Figura 35: Fratura por impacto na ZTA de solda de alta energia (MEV).....	56
Figura 36: Fratura por impacto na ZTA de solda de baixa energia (MEV).....	57
Figura 37: Perfil de microdureza da solda de baixa energia.....	57
Figura 38: Perfil de microdureza da solda de alta energia.....	58
Figura 39: Perfil de microdureza média das soldas de alta e baixa energia.....	58
Figura 40: Resultados das medições de ferrotoscopia.....	60
Figure 41 - Diagrama de Schaeffler com previsão de microestrutura das soldas.....	61

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química do aço UNS S41003 (% em massa).....	36
Tabela 2: Composição Química do Arame de Solda AISI 309 LSi (% massa).....	37
Tabela 3: Parâmetros de Soldagens.....	40
Tabela 4: Resultados de resistência à tração do metal base.....	48
Tabela 5: Resultados dos ensaios de impacto de charpy (valores em Joules).....	49
Tabela 6: Resultados das medições de ferritoscopia.....	59

## LISTA DE SÍMBOLOS

ZF	Zona fundida.....	14
ZTA	Zona termicamente afetada.....	14
MB	Metal base.....	16
CFC	Cúbico de face centrada.....	18
Creq	Cromo equivalente.....	18
AISI	American Iron and Steel Institute.....	20
CCC	Cúbico de corpo centrado.....	20
v	Velocidade.....	24
V	Tensão (V).....	24
GMAW	Gas metal arc welding.....	31
MEV	Microscópio eletrônico de varredura.....	33
H	Aporte térmico (kJ/cm).....	36
I	Corrente (A).....	36
DBCP	Distância do bico de contato com a peça.....	38
AE	Alta energia de soldagem.....	59
BE	Baixa energia de soldagem.....	59

# SUMÁRIO

Resumo .....	I
Abstract.....	II
1 – Introdução.....	13
2 – Objetivos.....	14
2.1 - Objetivos Gerais .....	14
2.2 - Objetivos específicos.....	14
3 – Justificativa.....	15
4 – Revisão Bibliográfica .....	16
4.1 - Aços Inoxidáveis .....	16
4.1.1 - Classificação dos aços inoxidáveis .....	16
4.1.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos .....	17
4.1.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos.....	17
4.1.1.3 Aços inoxidáveis duplex .....	17
4.1.1.4 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação .....	19
4.1.1.5 Aços inoxidáveis ferríticos.....	19
4.2 - Soldabilidade dos aços ferríticos.....	21
4.3 – Metalurgia do Aço Inoxidável Ferrítico UNS S41003 .....	25
4.4 - Ensaios e Análises de Caracterização .....	26
4.4.1 Ensaio de dureza Vickers (HV).....	26
4.4.2 Ensaio de tração .....	27
4.4.3 Ensaio de impacto(Charpy).....	29
4.4.4 Ensaio de ferritoscopia.....	30
4.4.5 Análise microestrutural .....	30
4.5 - Processo de Soldagem MIG .....	31
5 - Materiais .....	36
6 - Procedimentos Experimentais .....	37
6.1 Ensaio de Tração.....	40
6.2 Ensaio de impacto Charpy.....	42
6.3 Análise Microestrutural.....	44
6.4 Ensaios de microdureza Vickers .....	44

6.5 Ensaio de ferritoscopia.....	45
7 – Resultados e discussão.....	46
7.1 Ensaio de tração.....	47
7.2 Ensaio de impacto Charpy .....	48
7.3 Microestruturas nas regiões das soldas .....	50
7.4 Microfractografias de tração.....	52
7.5 Fraturas de impacto Charpy .....	54
7.6 Perfil de microdureza Vickers nas regiões das soldas .....	57
7.7 Ferritoscopia nas regiões das soldas.....	59
7.8 Previsão de microestruturas de soldas pelo diagrama de Schaffler.....	60
8 – Conclusões.....	62
9 – Sugestões para trabalhos futuros.....	63
Referências .....	64

# 1. Introdução

Aços inoxidáveis contêm pelo menos 10,5% em massa de cromo em sua composição química (LO, 2009), sendo selecionados principalmente por suas propriedades de resistência à corrosão, resistência mecânica e resistência ao calor. Lo (2009) e Padilha (2001) afirmam que esses materiais têm um amplo espectro de aplicações na engenharia, desde utensílios de cozinha, talheres, ferramentas e móveis de baixo custo até aplicações mais sofisticadas em automóveis, laboratórios e veículos espaciais. Segundo Marió (2008), os aços inoxidáveis formam um filme protetor de óxido de cromo em sua superfície, que é gerado por meio da reação do cromo com o oxigênio do ar. Essa camada protetora é conhecida como camada passiva e envolve toda a superfície do material exposto, apresentando uma espessura muito fina de 2 nm a 3 nm. A camada passiva nos aços inoxidáveis possui a propriedade notável de se auto recompor quando danificada, uma vez que o cromo presente no aço reage rapidamente com o oxigênio para reformar a camada de óxido danificada (Lo, 2009).

Na literatura sobre aços inoxidáveis, reporta-se a três tipos principais de microestruturas que são identificadas: a ferrítica, a austenítica e a martensítica. Essas microestruturas são a base para a classificação dos aços inoxidáveis em ferríticos, austeníticos e martensíticos, respectivamente. No entanto, com ajustes na composição química e tratamentos térmicos apropriados, surgiram novas classificações de aços inoxidáveis, incluindo os aços duplex, que apresentam uma microestrutura de ferrita-austenita, e os aços encurecíveis por precipitação, conforme descrito por Lo (2009).

Este estudo tem como objetivo analisar a soldagem do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 por meio do processo de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa inerte, MIG (*Metal Inert Gas*). O UNS S41003 é conhecido por sua natureza ferrítica, porém apresenta susceptibilidade à transformação martensítica quando submetido a tratamento térmico. A microestrutura do aço pode ser modificada na zona termicamente afetada (ZTA) durante o processo de soldagem, dependendo do calor imposto pela solda. Nesse contexto, o objetivo deste trabalho é analisar as correlações entre as microestruturas e as propriedades mecânicas do UNS S41003 em regiões específicas da solda MIG. Serão avaliados dois valores de calor imposto nas áreas do metal base (MB), da zona termicamente afetada (ZTA) e da zona fundida (ZF), a fim de identificar os efeitos dessas variações nas propriedades do material.

## **2. Objetivo**

### **2.1 Objetivo geral**

O objetivo geral do trabalho é avaliar os efeitos na microestrutura e propriedades mecânicas para dois níveis de energia de soldagem na união do aço UNS S41003 com processo MIG.

### **2.2 Objetivos específicos**

- Realizar soldas MIG no aço UNS S41003 utilizando arame AISI 309Lsi com duas energias de soldagem;
- Caracterizar as microestruturas nas regiões das soldas: MB, ZTA e ZF;
- Levantar perfis de microdurezas nas regiões das soldas;
- Caracterizar propriedades mecânicas de tração do aço UNS S41003;
- Identificar fases magnéticas nas regiões das soldas;
- Caracterizar propriedades de resistência ao impacto por ensaios de impacto Charpy;
- Obter imagens das fraturas produzidas por tração e impacto.

### 3. Justificativa

O aço inoxidável UNS S41003 têm se apresentado como um excelente substituto aos aços carbono em diversas aplicações na indústria álcool açucareira e mais recentemente também na fabricação de betoneiras de concreto. A utilização desse aço inoxidável favorece à diminuição de peso das instalações pela possibilidade da utilização de menores seções resistentes, graças à sua maior resistência mecânica e resistência à abrasão e corrosão, comparado aos aços carbono. O maior custo por tonelada do aço UNS S41003 comparado ao aço carbono é compensado pelo menor peso utilizado, menor consumo de combustível no transporte e operação de equipamentos, maior vida útil dos equipamentos e conseqüente redução de paradas para manutenção.

O aço inoxidável UNS S41003 é normalmente ferrítico, porém, dependendo de condições de tratamento térmico pode apresentar estrutura mista ferrita-martensita. A fração volumétrica dessas fases está diretamente relacionada com o desempenho do aço nas aplicações citadas. Nas várias aplicações mencionadas é muito utilizada a soldagem a arco elétrico com proteção gasosa inert, MIG (*Metal Inert Gas*). Sabe-se que esse tipo de processo de soldagem induz calor na solda e o seu ciclo térmico pode afetar a microestrutura do aço.

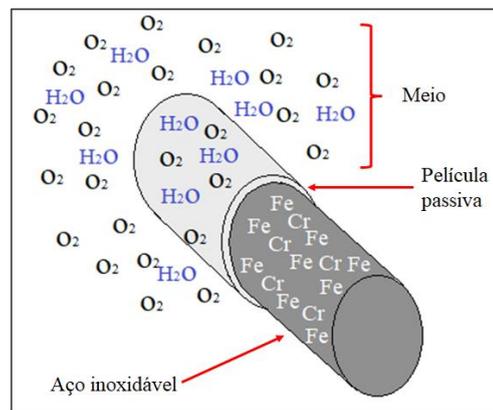
Considerando-se o exposto, o presente estudo do efeito do calor imposto pelo processo de Soldagem MIG na microestrutura de solda do aço inoxidável UNS S41003, se justifica na medida em que apresentará uma importante contribuição para a qualificação de procedimentos de soldagem desse aço. Os resultados do presente trabalho possibilitarão um melhor entendimento sobre as microestruturas de solda do aço UNS S41003 realizadas pelo processo MIG.

## 4. Revisão Bibliográfica

### 4.1 Aços inoxidáveis

De acordo com Davis (1994), os aços inoxidáveis são, essencialmente, ligas ferro-cromo com pelo menos 10,5% em massa de cromo em sua composição química. O cromo proporciona maior resistência à corrosão, além de aumentar a resistência ao desgaste e a dureza do aço. Davis (1994) também descreve que as características de resistência à corrosão dos aços inoxidáveis são obtidas por meio de uma camada superficial de óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) aderente e invisível a olho nu, também conhecida como camada ou película passiva. A Figura 1 ilustra o processo de formação da camada passiva em um aço inoxidável. Essa camada se forma quando o aço é exposto a um meio que contém oxigênio ( $\text{O}_2$ ), com a eventual presença de água ( $\text{H}_2\text{O}$ ), podendo esta última estar na forma de umidade.

Figura 1: Processo de Passivação do Aço Inoxidável.



Fonte: Próprio Autor (2023).

Os aços inoxidáveis são frequentemente especificados para aplicações em projetos que requerem alta resistência à corrosão, elevadas propriedades mecânicas em determinadas faixas de temperatura, resistência ao desgaste, baixa contaminação e, em alguns casos, boa aparência (DAVIS, 1994).

#### 4.1.1– Classificação dos aços inoxidáveis

Segundo Carbó (2008), os aços inoxidáveis são classificados em famílias, de acordo com a sua microestrutura. As famílias de aços inoxidáveis são classificadas em: aços inoxidáveis martensíticos, aços inoxidáveis austeníticos, aços inoxidáveis ferríticos, aços inoxidáveis duplex e aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.

#### **4.1.1.1 - Aços inoxidáveis austeníticos**

Os aços inoxidáveis austeníticos foram desenvolvidos pela primeira vez em Essen, na Alemanha, no início do século XX. Desde então, sua composição química foi aprimorada com a adição de novos elementos de liga (PADILHA & RIOS, 2002).

Esses aços são compostos essencialmente por ferro, cromo e níquel, contendo de 16% a 25% de cromo e a presença de níquel para estabilização da austenita. Eles também podem apresentar molibdênio em sua composição química (GNAPOWSKI, 2019; VICENTE, 2017).

A estrutura cristalina dos aços inoxidáveis austeníticos é cúbica de face centrada (CFC), e elementos químicos importantes em sua composição incluem níquel, manganês e nitrogênio (DAK & PANDEY, 2020). Esses aços são conhecidos por sua alta resistência à corrosão em ambientes agressivos, elevada resistência mecânica e excelente soldabilidade.

Os aços inoxidáveis austeníticos têm aplicações importantes na fabricação de produtos domésticos e industriais, em transportes, na indústria alimentícia, petroquímica, farmacêutica, química e de papel e celulose (VICENTE, 2017).

#### **4.1.1.2 - Aços inoxidáveis martensíticos**

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas à base de ferro de composição química mássica apresentando de 12% a 17% de cromo, níquel até aproximadamente 0,4% e carbono entre 0,1% e 1,0% (MARIÓ, 2008). Vahedi *et. al.* (2021), destacam a vantagem da boa resistência à corrosão dos aços inoxidáveis martensíticos em ambientes de média agressividade associada à sua elevada resistência mecânica. Contudo, consideram que é um aço pouco maleável e de difícil soldabilidade comparado com outras classes de aços inoxidáveis.

Os aços inoxidáveis martensíticos são endurecíveis por tratamento térmico (especificamente por têmpera e alívio de tensões, ou por têmpera e revenido). A composição da liga e a alta taxa de resfriamento de têmpera permitem a formação de martensita. A martensita tem baixa tenacidade, sendo portanto dura e frágil. (DALMAU, 2018).

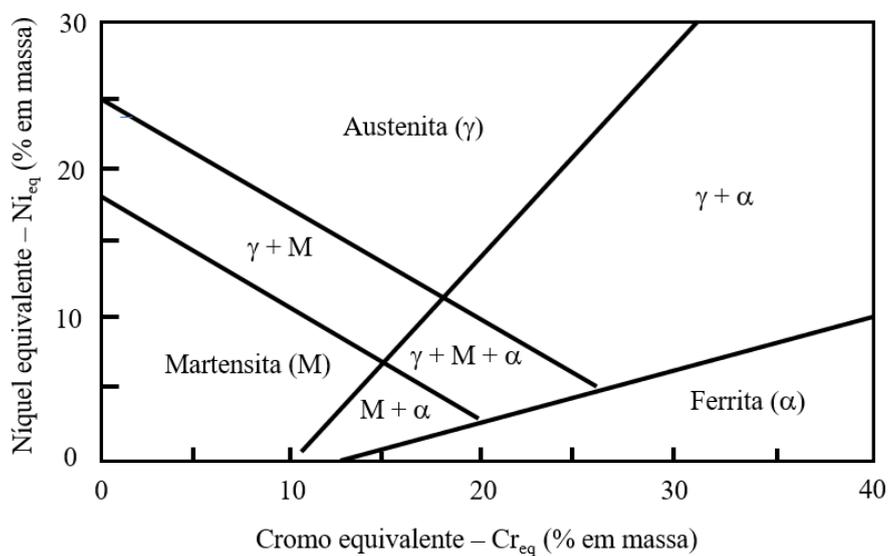
#### **4.1.1.3 - Aços inoxidáveis duplex**

Os aços inoxidáveis duplex (AIDs) têm tido aumentada a sua aplicação continuamente por serem uma alternativa econômica ao aço inoxidável austenítico, com melhor resistência mecânica associada com alta resistência à corrosão. Essas características são resultado de sua microestrutura composta por uma quantidade aproximadamente igual das fases austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\alpha$ ) (DE LACERDA, 2015). Segundo Zhang (2022), os AIDs têm atraído cada vez mais atenções

para estruturas em ambientes corrosivos, como: construção naval, indústria química e petroquímica, de papel e celulose.

Os elementos de liga nos AIDs são divididos em duas categorias: elementos estabilizadores de ferrita (alfagêneos), como cromo e molibdênio, e elementos estabilizadores de austenita (gamagêneos), como níquel e nitrogênio. A tendência de transformação de fase pode ser avaliada pelo valor de  $Cr_{eq} / Ni_{eq}$  (Diagrama de Schaeffler – Figura 2). Maiores valores de  $Cr_{eq} / Ni_{eq}$  significam maior tendência para formar ferrita, ou seja, menor tendência para formar austenita. O diagrama de Schaeffler se apresenta como uma excelente ferramenta para se prever microestruturas de solda a partir das respectivas relações  $Cr_{eq} / Ni_{eq}$  do aço inoxidável em estudo.

Figura 2: Diagrama de Schaeffler.



$$Ni_{eq} = Ni + Co + 30 C + 25 N + 0,5 Mn + 0,3 Cu$$

$$Cr_{eq} = Cr + 2 Si + 1,5 Mo + 5 V + 5,5 Al + 1,75 Nb + 1,5 Ti + 0,75 W$$

Fonte: Adaptado de ZHANG, 2022.

O cromo melhora a resistência à corrosão. A presença de molibdênio na composição dos AIDs aumenta a resistência à corrosão e resistência em altas temperaturas. O número equivalente da resistência ao pite (PREN) pode avaliar a influência benéfica dos elementos de liga na resistência à corrosão por pite, conforme mostrado na Equação 1. Um PREN mais alto indica melhor resistência à corrosão por pite (DE LACERDA *et al*, 2015; PATRA, 2021).

$$PREN = Cr \% + 3,3\% Mo + 16\% N \quad (\text{Equação 1})$$

#### 4.1.1.4 - Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

O aço inoxidável endurecido por precipitação mais conhecido é o denominado 17 - 4 PH ( 17% de cromo e 4% de níquel). Esse tipo de aço é totalmente martensítico contendo cerca de 4% em massa de cobre. Nesse caso, o seu endurecimento se dá pela precipitação de partículas de cobre altamente dispersas na matriz da martensita. A alta dureza e resistência ao desgaste dos aços endurecíveis por precipitação, associados à sua boa resistência à corrosão, os elegem para aplicações especiais na indústria aeroespacial, fabricação de instrumentos para utilização médica e da indústria alimentícia (CHERUVATHUR , 2016).

#### 4.1.1.5 - Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam boa resistência à corrosão, ductilidade e conformabilidade. Esses aços são usados para uma variedade de aplicações, incluindo estruturas de chassis de veículos, vagões ferroviários, transportadores, calhas, tanques, passarelas, equipamentos em geral da indústria álcool açucareira e mais recentemente também na fabricação de betoneiras de concreto (CASHELL; BADOO, 2014).

Chasell e Badoo (2014) relatam que os aços inoxidáveis ferríticos são ligas essencialmente ferro-cromo que têm estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Como contêm baixos teores de níquel na sua composição química, são mais baratos em comparação com os do tipo austeníticos. Os aços inoxidáveis ferríticos são conhecidos como os aços da série 400 nas classificações normalizadas. Esses tipos de aços inoxidáveis ferríticos apresentam ainda as seguintes características: são magnéticos, têm baixa expansão térmica, alta resistência à corrosão em alta e boa resistência mecânica.

Os aços inoxidáveis ferríticos de maior aplicação na indústria são os seguintes:

- AISI 430 – Apresenta teor de cromo acima de 16% em massa e o carbono aproximadamente igual a 0,12% em massa. O aço inoxidável AISI 430 tem aplicação na área da saúde, principalmente como sensor, devido ao seu baixo custo, resistência à corrosão e baixo teor de níquel (GUERRA *et al.*, 2021).

- AISI 405 – Tem teor de cromo entre 11,5% e 14,5% em massa, carbono em torno de 0,08% em massa e alumínio entre 0,1% e 0,3% em massa. O aço inoxidável AISI 405 tem aplicação em tubos de radiadores, caldeiras e recipientes na indústria petrolífera (MENG *et al.*, 2019).

- AISI 409 – Tem teor de cromo entre 10,5% e 11,75% em massa, carbono em torno de 0,08% em massa e titânio em torno de 6% em massa. O aço inoxidável AISI 409 tem aplicação em

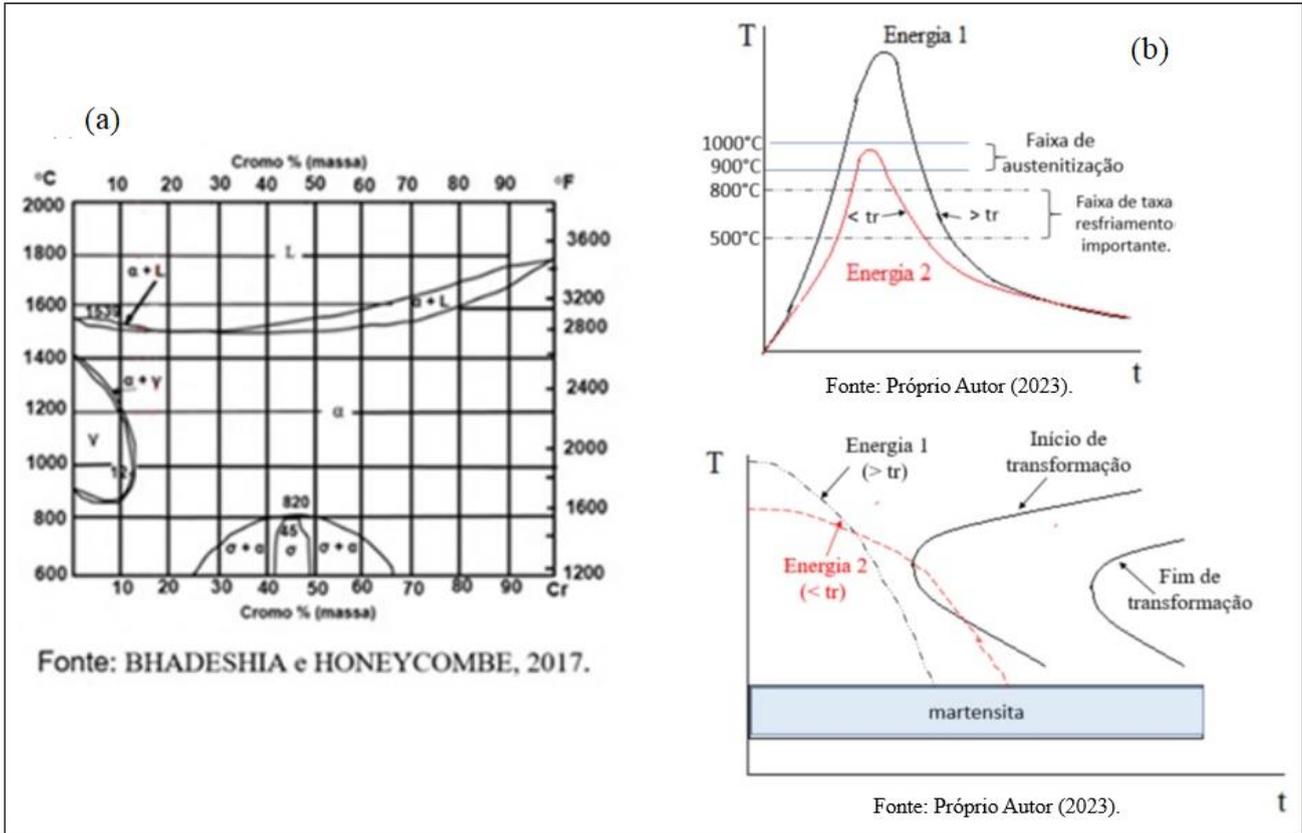
sistemas de exaustão de automóveis, tambores de secadoras termostatos, caixas de capacitores etc. (KRISHNAN *et al.*, 2022).

- AISI 434 – Tem teor de cromo entre 16% e 18% em massa, carbono em torno de 0,12% em massa e molibdênio entre 0,75% e 1,25% em massa. O aço inoxidável AISI 434 é um material que tem aplicação em para-choque de automóveis (MODENESI, 1983).
- AISI 436 – Versão estabilizada do AISI 434, tem teor de cromo entre 16% e 18% em massa, carbono em torno de 0,12% em massa, molibdênio entre 0,75% e 1,25% em massa e nióbio em torno de 5% em massa. O aço inoxidável AISI 436 tem aplicação em escapamento automotivo e aplicações aeroespaciais (MODENESI, 1983).
- AISI 439 – Tem teor de cromo entre 17% e 19% em massa, carbono em torno 0,07% em massa e titânio como estabilizador da ferrita. O aço inoxidável AISI 439 tem aplicação na fabricação de painéis de elevadores, pias, tubos de trocador de calor, utensílios domésticos, tubos soldados etc. (CARBÓ, 2008).
- AISI 444 – Tem teor de cromo entre 17,5% e 19,5% em massa, carbono em torno 0,025% em massa, molibdênio entre 1,75% e 2,50% em massa e titânio + nióbio para estabilização da ferrita. O aço inoxidável AISI 444 é um material que tem aplicação na indústria de alimentos e bebidas, tanques de água quente, caldeiras, coifas, trocadores de calor, equipamentos sanitários, estruturas fotovoltaicas, tanques solares, painéis solares, equipamento de cozinha e restaurantes (MONTEIRO *et al.*, 2004).
- AISI 446 – Tem teor de cromo entre 23% e 27% em massa, carbono em torno 0,20% em massa, molibdênio entre 0,75% e 1,50% em massa e titânio para estabilização da ferrita. O aço inoxidável AISI 446 tem aplicação na fabricação de utensílios domésticos, talheres, escadas e maçanetas para porta (SHAN, 2011).

De acordo com o diagrama de fases binário Fe-Cr apresentado na Figura 3(a) (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2017), pode-se observar que o cromo é um elemento que estabiliza a fase ferrita ( $\alpha$ ). Para o ferro puro, a fase  $\alpha$  começa a se transformar em fase  $\gamma$  aos 910°C, tornando-se completamente  $\alpha$  novamente a 1400°C. Com aumento da composição de cromo até 8% é indentificada a menor temperatura na qual é possível obter a fase  $\gamma$  (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017). No diagrama de fases da Figura 3(a), há uma região do sistema Fe-Cr (entre aproximadamente 25% e 65% de cromo) na qual uma fase intermetálica, de estrutura tetragonal, denominada de fase sigma ( $\sigma$ ), é indentificada (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017). A fase sigma ocorre na temperatura ambiente em ligas contendo de 25 a 30% de cromo quando submetidas a temperaturas

em torno de 600°C durante longo tempo de exposição. Em ligas com menos de 20% de cromo não há a precipitação de fase sigma, mesmo aplicando temperaturas acima de 500°C por centenas de horas (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017).

Figura 3: (a) Diagrama ferro-cromo; (b) Ciclo térmico de solda; (c) Curva TTT de aço.



## 4.2 - Soldabilidade dos aços ferríticos

Em um processo de soldagem, o ciclo térmico, mostrado na Figura 3(b), consiste de um aquecimento muito rápido, seguindo por um resfriamento também relativamente rápido até atingir a temperatura ambiente (POORHAYDARI *et al.*, 2005).

O ciclo térmico pode ser influenciado por características do material (dimensões, geometria e condutividade térmica) e por parâmetros de soldagem (corrente de soldagem, tensão de soldagem e velocidade de soldagem), assim como também pelo tipo de processo de soldagem adotado. Dependendo do ciclo térmico, a microestrutura da ZTA pode sofrer maior ou menor alteração em relação ao metal base. Essas alterações microestruturais estão associadas com os seguinte fatores:

- Temperatura máxima do ciclo térmico ou temperatura de pico;
- Taxa de resfriamento;
- Composição química do material soldado.

Na Figura 3(b) são apresentados dois exemplos de ciclos térmicos, sendo um com característica de maior energia (energia 1) e o outro de menor energia (energia 2). Essas energias dependem dos parâmetros de soldagem adotados: corrente de soldagem, tensão de soldagem, velocidade da tocha e tipo de processo. Dentre as características de um ciclo térmico, podem-se destacar como importantes, para a avaliação do seu efeito na ZTA de soldas, a temperatura de pico, as taxas de aquecimento e resfriamento e principalmente o tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C. Segundo Machado (2000), nesse intervalo de temperatura ocorrem as mais importantes transformações de fases na maioria dos aços.

O Diagrama isotérmico (diagrama TTT – também conhecido como diagrama tempo-temperatura-transformação), mostrado na Figura 3(c), é uma importante ferramenta para se avaliar efeito de taxas de resfriamentos contínuos em transformações austeníticas em outras fases em soldagem e tratamento térmico de aços.

Por meio do diagrama TTT é possível acompanhar as transformações pelas quais um aço passará de acordo com o tempo em que permanecer em determinada temperatura. Inicialmente o aço é aquecido até atingir o campo de fase austenítica (fase sólida, não magnética, constituída de ferro e carbono). Havendo austenitização completa, o aço pode ser submetido a resfriamento contínuo ou controlado. Assim, dependendo da taxa de resfriamento, diferentes microestruturas estáveis na temperatura ambiente poderão ser obtidas (MACHADO, 2000). Importante ressaltar que no caso de solda o resfriamento é do tipo contínuo conforme mostrado na Figura 3(c).

O diagrama TTT mostrado na Figura 3(c) é um exemplo de diagrama típico de aços que apresentam transformação martensítica induzida por ação térmica. Nesse diagrama há uma curva que representa o início de transformação de fase e outra que indica o fim de transformação de fase. No exemplo apresentado foram apresentadas duas curvas de resfriamento contínuo, sendo uma delas correspondente ao ciclo térmico de energia 1 da Figura 3(b) que apresenta uma elevada taxa de resfriamento. Nessa taxa de resfriamento a curva de resfriamento contínuo não atingiu a curva de início de transformação havendo como consequência transformação completa da austenita em martensita. A outra curva de resfriamento contínuo apresentada na Figura 3(c), destacada na cor vermelha, é correspondente ao ciclo térmico de energia 2 da Figura 3(b). Nessa a curva de resfriamento contínuo apresenta uma menor taxa de resfriamento tendo atingido a curva de início de transformação antes de atingir o campo de transformação martensítica. Nesse caso a transformação da austenita será em uma estrutura bifásica constituída por martensita e uma outra fase que tenha sido iniciada ao tocar a curva de início de transformação.

Os aços inoxidáveis ferríticos são susceptíveis à precipitação de carbonetos e nitretos de cromo, geralmente do tipo  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  e  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Esses precipitados tendem a se formar nos contornos de grãos, tornando a região pobre em cromo. Assim, com o empobrecimento de cromo da matriz nas adjacências do contorno de grão, é favorecido o fenômeno denominado de sensitização. Com a

sensitização, o aço fica susceptível à corrosão intergranular (GORDON, 1996; BOTTON, 2008).

Para se prevenir a sensitização nos aço inoxidável ferrítico é comum se utilizar da adição de elementos de liga tais como: Ti, Nb, Zr, Ta e V (GORDON, 1996; BOTTON, 2008). Esses elementos têm muito mais afinidade com o carbono e o nitrogênio, comparado com o cromo. A adição dos elementos acima citados propiciam o surgimento de finos precipitados na matriz que inibem o crescimento de grão nos aços ferríticos principalmente na zona termicamente afetada de soldas. A presença de tais precipitados funciona com barreira ao movimentos dos contornos de grãos pelo efeito denominado *pinning* (dificuldade do contorno de grão para se liberar de precipitados que impedem sua migração) (COSTA *et al.*, 2016).

Segundo a ISSF – *International Stainless Steel* (2007), os aços inoxidáveis ferríticos apresentam as seguintes características: - são ferromagnéticos, apresentam menor expansão térmica que os aços inoxidáveis austeníticos, apresenta boa resistência à corrosão em alta temperatura, maior condutibilidade térmica que os auteníticos e quando ligado ao nióbio se apresenta alta resistência à fluência.

Os aços inoxidáveis ferríticos quando soldados são susceptíveis a crescimento de grão e sensitização na região da ZTA. Isso leva conseqüentemente à perda de tenacidade e de resistência à corrosão intergranular, respectivamente. Como medida para minimizar estes problemas, deve-se soldar com baixos níveis de energia, visando diminuir o tempo de exposição da região da ZTA em altas temperaturas. Ainda como medida preventiva aos problemas mencionados, é comun a proposição de formulações de composição química que visam a redução do teor de intersticiais (carbono) associado com a adição de elementos estabilizadores da ferrita, tais como: titânio e niobio. Na sequência são apresentados alguns problemas que normalmente estão associados com a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos:

- Fragilização em alta temperatura. Ocorre quando os aços ferríticos são aquecidos acima de 950°C por determinado tempo. Nesse caso pode haver crescimento de grão e sensitização na região da ZTA, com a conseqüente redução de tenacidade e de resistência à corrosão intergranular (CAMPBELL, 1992).
- Formação de martensita. A martensita é uma fase dura e frágil. Causa perda de tenacidade e ductilidade no aço. Sua formação ocorre quando o aço é aquecido até o campo da austenita e recebe resfriamento fora do equilíbrio, conforme mostrado no diagrama ferro-cromo (Figura 2). Nesse caso, a austenita absorve carbono e nitrogênio e, no resfriamento, pode se transformar em martensita mesmo com taxas de resfriamento relativamente baixas. Quanto maior o teor de elementos intersticiais (carbono e nitrogênio) maior a tendência à formação de martensita (MODENESI, 1983).

- Fragilização a 475°C. A fragilização a 475°C está relacionada com a precipitação de uma fase fina de estrutura CCC rica em cromo, denominada fase  $\alpha'$ . A presença dessa fase  $\alpha'$  causa endurecimento e perda de ductilidade. Ocorre em ligas de ferro com teor de cromo acima de 15% quando expostas por tempo prolongado em temperaturas em torno de 400°C e 500°C (CAMPBELL, 1992; LIPPOLD & KOTECKI, 2005). A fase  $\alpha'$  resulta da existência de um intervalo de miscibilidade no sistema Fe-Cr. O fenômeno ocorre mais rapidamente com o aumento do teor de cromo. Apesar do diagrama de fases indicar que este fenômeno possa ocorrer em aços com composição química mássica de até 10% de cromo, este é raramente observado em ligas com menos de 13% de cromo. Foi verificado que molibdênio, titânio e nióbio também aceleram a reação que resulta na formação de fase  $\alpha'$ . (NICHOL *et al.*, 1980).
- Fragilização por fase  $\sigma$ . A fase sigma é um composto intermetálico, pode ocorrer em ligas Fe-Cr contendo uma composição química mássica entre 25% a 75% de cromo quando expostas à temperatura de 500°C a 800°C por um longo período de tempo (Figura 2). Sua formação acarreta aumento na dureza e severa perda de tenacidade e ductilidade. Assim como a fragilização a 475°C, ligas com maiores teores de cromo são mais susceptíveis a formação da fase sigma e a taxa da sua formação é mais rápida. Ligas que contém teor de cromo inferior a 20% não são susceptíveis à precipitação de fase  $\sigma$  (LIPPOLD & KOTECKI, 2005).
- Corrosão intergranular. A soldagem assim como outros processamentos que submetem um aço inoxidável ferrítico a temperaturas acima de 900°C, podem tornar o aço susceptível à corrosão intergranular. Durante a exposição a altas temperaturas, boa parte do carbono e nitrogênio do aço se difundem da ferrita produzindo supersaturação desses elementos nas proximidades dos contornos de grãos da ferrita. Aí então, é favorecida a formação de carbonetos e carbonitretos de cromo pela reação do carbono e nitrogênio com o cromo. Como consequência, há o empobrecimento de cromo na matriz ferrítica nas proximidades dos contornos de grãos da ferrita. Com isso essa região fica empobrecida de cromo e se torna vulnerável à corrosão tornando o aço susceptível à corrosão intergranular (LIPPOLD & KOTECKI, 2005).
- Fissuração a quente. A fissuração a quente tende a ocorrer intergranularmente na zona fundida (ZF). O mecanismo mais aceito quanto à fissuração a quente, está associado com a solidificação. Nesse caso, há a formação de trincas com a ocorrência de microsegregações de elementos de liga residuais ao longo das regiões de contorno de grão ou regiões interdendríticas durante a solidificação. Essas microsegregações produzem regiões ricas em solutos que possuem ponto de fusão mais baixo do que a matriz. Assim, quando o líquido remanescente se espalha como um filme ao longo dos contornos de grãos e das dendritas, tensões de tração produzem a abertura do filme e aí a nucleação

de microfissuras ocorrem. As tensões podem se originar de transformação de fase, contração térmica ou de alguma restrição externa (KAH & DICKINSON, 1981).

### 4.3 - Metalurgia do aço inoxidável ferrítico UNS S41003

O aço inoxidável ferrítico UNS S41003, denominado também comercialmente como 410D pela Aperam South América (APERAM, 2022), é caracterizado por apresentar teores mássicos de cromo em torno de 10,5% a 12,5% e carbono até 0,3%. As boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do aço UNS S41003 associado ao seu baixo custo o elege como uma alternativa viável de substituição aos aços carbono, aços galvanizados ou aluminizados em várias aplicações (FARIA, 2020).

O aço UNS S41003 é amplamente utilizado na indústria sucroalcooleira, principalmente em esteiras transportadoras. Nessa aplicação, o mesmo é submetido a severa abrasão e intenso processo corrosivo. A substituição de aços carbono comuns pelo aço inoxidável UNS S41003 pode apresentar benefícios tais como: aumento de vida útil do equipamento, devido à redução de desgaste por abrasão; redução de manutenção, devido ao menor índice de falha e redução de peso, assim como à maior resistência mecânica comparado aos aços carbonos (ZHENG, 2010). O aço UNS S41003, além das vantagens apresentadas em relação ao aço carbono, podem apresentar ainda boa soldabilidade quando tomados os devidos cuidados na aplicação de seus parâmetros (corrente de soldagem, tensão de soldagem e velocidade de deslocamento da fonte térmica) (MARIÓ, 2008).

O aço UNS S41003 é normalmente ferrítico, porém, dependendo de condições de tratamento térmico pode apresentar estrutura mista ferrita/martensita. A partir da fração volumétrica das fases ferrita/austenita pode-se otimizar o desempenho do aço nas suas diferentes aplicações. A possibilidade da obtenção das fases ferrita/martensita no aço UNS S41003 se deve às baixas concentrações de cromo e de outros elementos estabilizadores de ferrita na sua composição química (ZHANG, 2015; DE FARIA., 2015). Nesse caso, o campo de estabilidade da austenita fica menos reduzido quando comparado com outros aços ferríticos. Em consequência disso, o aço apresenta susceptibilidade à transformação martensítica em determinada faixa de temperatura. Aí então, dependendo da taxa de resfriamento, poderá haver a consequente transformação da austenita em martensita (ZHANG, 2015; DE FARIA *et al.*, 2015).

A obtenção da microestrutura ferrita/martensita no aço UNS S41003 pode ser obtida mediante a realização de tratamento de têmpera intercrítica a partir da microestrutura ferrítica original do aço. Nesse caso, o mesmo é aquecido a uma determinada temperatura situada na faixa de  $A_{c1}$  (temperatura de início de austenitização) até  $A_{c3}$  (temperatura final de austenitização) seguido de resfriamento rápido. O aço UNS S41003 apresenta valores de  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  iguais a aproximadamente 814°C e 945°C, respectivamente. A fração volumétrica de martensítica será tanto maior quanto for a

temperatura e o tempo de austenitização aplicados no tratamento térmico dentro da faixa mencionada (DE FARIA *et al.*, 2015).

Conforme o exposto, o aço UNS S41003 apresenta a possibilidade de produzir microestrutura bifásica, composta pelas fases ferrita e martensita quando submetido a tratamento térmico em determinada faixa de temperatura. Nas várias aplicações do aço UNS S41003 é muito comum a utilização de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa (ZHANG, 2015). Nesse caso, dependendo dos parâmetros de soldagem empregados (tensão de soldagem, corrente de soldagem e velocidade de deslocamento do arco elétrico), alterações microestruturais podem ocorrer na região da solda.

Crescimento de grão, fragilização e sensitização são os principais problemas na ZTA de soldas de aços inoxidáveis ferríticos com baixos teores de carbono e cromo, tal como se apresenta o aço UNS S41003. Essas transformações na microestrutura resultam na redução das propriedades de energia de impacto em baixas temperaturas e resistência à corrosão intergranular (ZHENG, 2010).

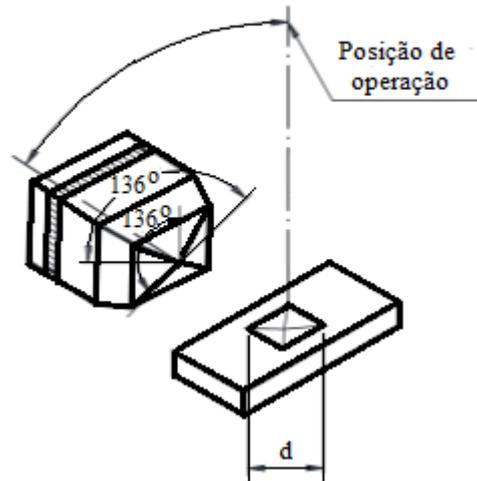
## **4.4 - Seção de Métodos**

A seguir apresenta-se uma breve explicação dos ensaios de caracterização que estão sendo utilizados na realização do presente trabalho.

### **4.4.1 Ensaio de dureza Vickers (HV)**

O ensaio de dureza Vickers, representado pela sigla HV, é um método utilizado para avaliar a resistência do material a uma deformação plástica localizada. Ele se baseia na aplicação de uma força por meio de um indentador de diamante sobre a superfície da amostra durante um tempo específico. O valor da dureza Vickers (HV) é obtido ao dividir a carga aplicada pela área da impressão deixada pelo indentador, como ilustrado na Figura 4 (NBR ISO 6507-1, 2019a).

Figura 4: Teste padrão ISO 6507-1 para dureza Vickers de materiais metálicos.



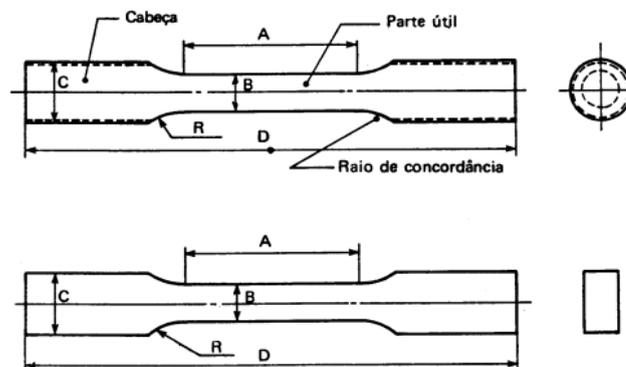
Fonte: Adaptado de Rijeza Metalurgia (2022).

O ensaio de dureza Vickers é amplamente utilizado em diversos setores da indústria, principalmente naqueles em que a dureza e a resistência são fatores críticos. Ele é especialmente útil para materiais com microestrutura fina e homogênea, como metais e cerâmicas. Além disso, a norma NBR ISO 6507-1 (2019a) estabelece os procedimentos e as condições para a realização desse ensaio, garantindo resultados precisos e confiáveis.

#### 4.4.2 - Ensaio de tração

O ensaio de tração convencional é uma técnica utilizada para determinar as propriedades mecânicas de um material, como a tensão limite de resistência à tração e o limite de escoamento. Para realizar o ensaio, um corpo de prova é tracionado até a ruptura, conforme mostrado na Figura 5. Os desenhos apresentados na figura são típicos de corpos de prova (CP) empregados para ensaio de tração, de acordo com a NBR 6892 (2013).

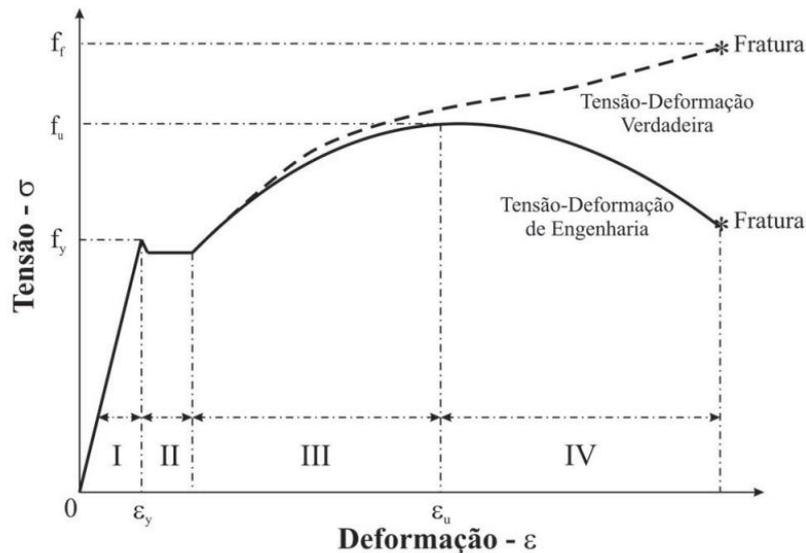
Figura 5: Corpos de prova típicos para ensaio de tração.



Fonte: NBR 6892 (2013).

O resultado do ensaio é uma curva tensão-deformação, conforme apresentada na Figura 6. A curva de engenharia, dada pela carga dividida pela área inicial do corpo de prova, e a curva verdadeira, dada pela carga dividida pela área instantânea do corpo de prova, são destacadas na figura. É através da análise da curva verdadeira que são determinados os valores de limite de resistência e limite de escoamento. Portanto, o ensaio de tração é uma técnica importante para a caracterização das propriedades mecânicas dos materiais (MACHADO, 2013).

Figura 6: Diagrama tensão-deformação.



Fonte: Machado (2013)

As curvas tensão-deformação apresentadas na Figura 6, são típicas de um aço estrutural com característica dúctil. A diferença na deformação apresentada pelas curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira é que, na primeira, a deformação ( $e$ ) é dada pelo alongamento linear ( $\Delta l$ ) dividido pelo comprimento inicial do corpo de prova ( $l_0$ ). A deformação verdadeira ( $\varepsilon$ ) é dada pelo somatório dos infinitésimos alongamentos lineares ( $\Delta l$ ) divididos pelos últimos imediatos comprimentos ( $l + \Delta l$ ) do corpo de prova, resultando na equação de deformação verdadeira dada pela Equação 2 (MACHADO, 2013).

$$\varepsilon = \ln (1 + e) \quad (\text{Equação 2})$$

A Figura 6 apresenta a curva tensão-deformação de engenharia, a qual pode ser dividida em quatro regiões distintas. Na região I, ocorre um comportamento elástico, que se estende até atingir o limite de escoamento  $\sigma_y$ . Na região II, ocorre escoamento plástico, caracterizado por deformações permanentes. Já na região III, ocorre um comportamento plástico até o limite de resistência  $\sigma_u$ . A região IV é caracterizada por apresentar uma deformação localizada no corpo de prova, como a redução

do diâmetro ou estricção, provocada por planos que se deslizam no interior do material produzindo tensões de cisalhamento. Portanto, é possível concluir que há um comportamento elástico na região I e comportamento plástico, com deformações permanentes, nas regiões II, III e IV (MACHADO, 2013).

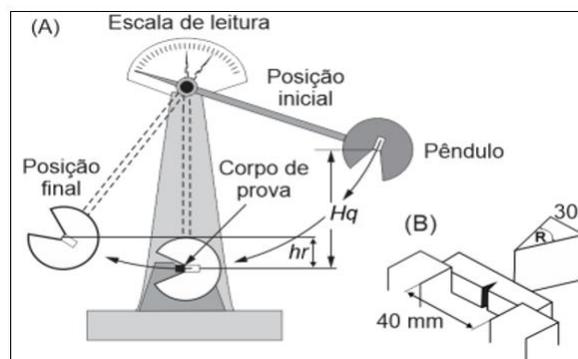
#### 4.4.3 Ensaio de impacto (Charpy)

O ensaio de impacto Charpy é muito importante para a determinação da energia de impacto de materiais metálicos. O seu princípio se fundamenta na medida da energia de impacto absorvida por um corpo de prova prismático entalhado, bi-apoiado, sujeito a um golpe de um martelo pendular (GARCIA, 2012).

Como ressaltado anteriormente, o ensaio de impacto Charpy desde a sua proposição até os dias atuais são empregados para medir a energia que um material absorve antes de romper quanto submetido a um impacto (resistência ao impacto). Para o ensaio de impacto Charpy, o corpo de prova possui o formato de uma barra prismática com seção transversal retangular ou quadrada, dependendo da norma empregada (GARCIA, 2012). No ensaio de impacto Charpy, o corpo de prova é bi-apoiado horizontalmente, conforme pode ser observado no detalhe (B) da Figura 7 (GARCIA, 2012).

Conforme é ilustrado na Figura 7, no ensaio de impacto Charpy a carga de impacto é aplicada instantaneamente através de um martelo pendular que é liberado a partir de uma posição inicial ( $Hq$ ) conhecida. Após o martelo ser liberado, o mesmo se choca com o corpo de prova dotado de um entalhe, que funciona como um concentrador de tensões. Após o choque, o pêndulo continua o seu movimento até uma altura ( $hr$ ) menor que a altura inicial de liberação do martelo pendular ( $Hq$ ). A energia absorvida no impacto é determinada pela diferença entre as duas alturas:  $Hq$  e  $hr$ .

Figura 7: Ensaio de impacto Charpy.



Fonte: Garcia (2012).

#### 4.4.4 Ensaio de ferritoscopia

A técnica da ferritoscopia baseia-se na quantificação de fase ferromagnética. A medida do ferritoscópio é baseada no método da indução magnética. Um campo magnético gerado por uma bobina interage com as fases magnéticas da amostra e as mudanças no campo magnético induzem uma voltagem proporcional ao conteúdo de fase ferromagnética numa segunda bobina. Essa voltagem é proporcional ao volume de fase ferromagnética (MORAIS, 2011).

#### 4.4.5 Análise microestrutural

A análise microestrutural é de fundamental importância para a compreensão das propriedades dos materiais metálicos. Há uma correlação direta entre a microestrutura e as propriedades dos materiais. Nesse caso, quando materiais são submetidos a processamentos térmicos e ou mecânicos, inevitavelmente há alterações microestruturais que irão afetar suas propriedades. (ADACHI, 2019).

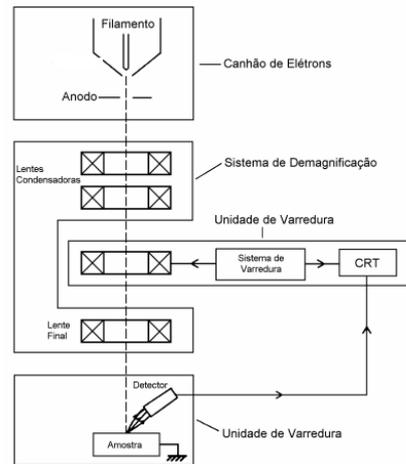
Santos (2015), relata que análises microestruturais de materiais metálicos normalmente são feitas pelas técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Essas técnicas permitem identificar fases e constituintes presentes na microestrutura dos materiais.

A microscopia óptica é uma técnica que consiste em incidir sobre a superfície de uma amostra uma luz de tungstênio que, após ser transmitida ou refletida pela estrutura do material da amostra, é detectada e são geradas imagens com aumentos de até 1000X. No caso de materiais metálicos as imagens são obtidas por reflexão da luz enquanto que em materiais poliméricos as imagens são normalmente obtidas por luz transmitida que se refratam (CONCHELLO & LICHTMAN, 2005).

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) também pode ser utilizada para análise microestrutural. As imagens de MEV geralmente apresentam excelente resolução. O MEV é muito utilizado também para a obtenção de imagens topográficas e de microfractografias (ERDMAN, 2019).

O MEV, conforme pode ser visto na Figura 8, é constituído basicamente de: uma coluna óptica-eletrônica (canhão de elétrons e sistema de magnificação); de uma unidade de varredura; da câmara de amostra; do sistema de detectores e do sistema de visualização da imagem (RUIZ-CASTELL, 2020).

Figura 8: Microscópio Eletrônico de Varredura.



Fonte: Ruiz-Castell (2020).

O canhão de elétrons é usado para a produção do feixe de elétrons com energia e quantidade suficiente para ser captado pelos detectores. Esse feixe eletrônico é então demagnificado por várias lentes eletromagnéticas, cuja finalidade é produzir um feixe de elétrons focado com um pequeno diâmetro numa determinada região da amostra (MOHAMMED & ABDULLAH,2019).

## 4.5 - Processo de soldagem MIG

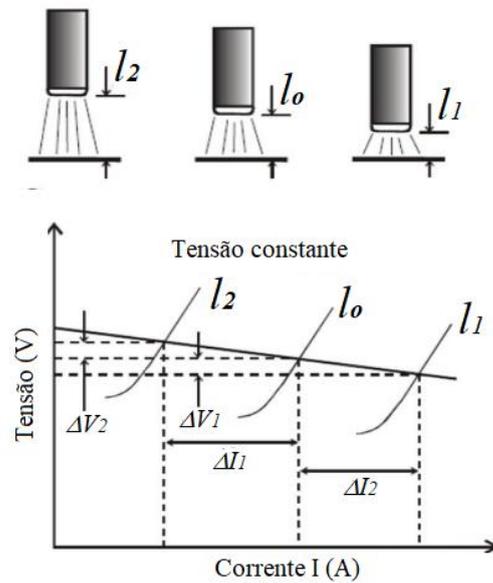
A soldagem a arco elétrico com proteção gasosa, sigla em inglês GMAW (Gas Metal Arc Welding), mais conhecida como soldagem MIG/MAG (MIG – *Metal Inert Gas* e MAG – *Metal Active Gas*), é um tipo de processo de soldagem a arco elétrico por corrente contínua no qual o consumível em forma de arame é alimentado continuamente realizando a união de materiais metálicos mediante a fusão tanto do metal base quanto do arame na região da solda.

O plasma produzido pelo arco elétrico promove a fusão contínua do arame e do metal base à medida que o primeiro é alimentado na poça de fusão. Nesse processo de proteção gasosa, o metal de solda é protegido da atmosfera por um fluxo de gás, ou mistura de gases, inerte (argônio ou hélio) ou ativo (100% CO<sub>2</sub>; CO<sub>2</sub> + 5 a 10% de O<sub>2</sub>, argônio + 15 a 30% de CO<sub>2</sub>, argônio + 5 a 15% de O<sub>2</sub>, argônio + 25 a 30% de N<sub>2</sub>).

No processo MIG é utilizada fonte com característica plana ou de tensão de soldagem constante, conforme se apresenta na Figura 9. Nesse tipo de fonte quando qualquer variação no valor do comprimento do arco “*lo*” é detectada ocorre ajuste automático da velocidade de alimentação do arame visando retorno imediato ao “*lo*”. Melhor dizendo, a corrente de soldagem permanecerá, aproximadamente constante pelo ajuste no valor de “*lo*” que ocorrerá pela flutuação da velocidade de alimentação do arame (*va*). No processo MIG normalmente se utiliza a polaridade inversa ou CC+, onde o arame de solda é ligado ao polo positivo e o metal base ao polo negativo. A polaridade direta (CC-) é raramente utilizada, pois proporciona uma menor taxa de transferência metálica do arame para a poça de fusão, comprometendo nesse caso a produtividade que é a grande vantagem desse processo

de soldagem.

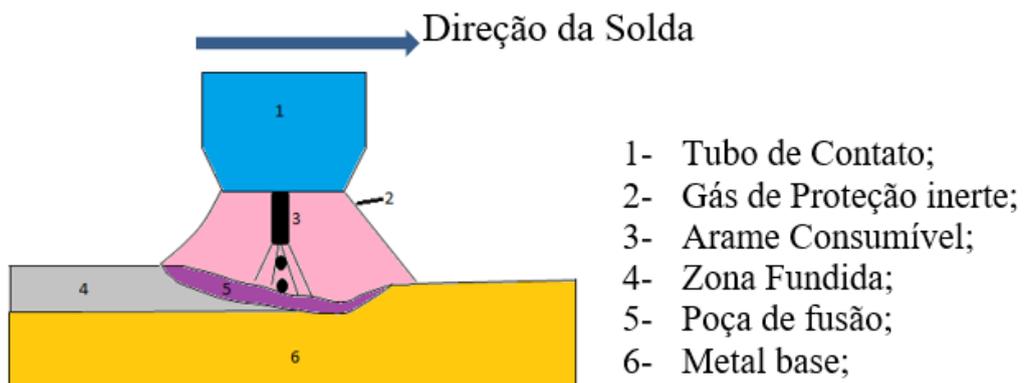
Figura 9: Fonte de solda com característica plana ou tensão de soldagem constante.



Fonte: Adaptado de Barra (2003).

Na Figura 10 apresenta-se uma ilustração do processo MIG. Nesse processo o gás de proteção pode ser constituído por gás inerte puro (argônio ou hélio) ou por mistura de gases que sejam ricas em argônio ou hélio.

Figura 10: Processo MIG.



Fonte: Próprio Autor (2023).

De acordo com MARQUES (2011), as vantagens da soldagem MIG quando comparada à soldagem por eletrodo revestido são:

- Alta taxa de deposição;
- Maior versatilidade quanto ao tipo de material e espessuras aplicáveis;
- Inexistência de fluxo de soldagem;
- Ausência de escória.

Na soldagem MIG, o metal que se funde na ponta do arame eletrodo é transferido para a poça de fusão. O modo de ocorrência desta transferência é muito importante na soldagem MIG, pois está diretamente correlacionado com muitas características do processo, tais como: estabilidade do arco, quantidade de gases absorvida pelo metal fundido (principalmente o hidrogênio, oxigênio e nitrogênio), aplicabilidade do processo em determinadas posições de soldagem e por fim o nível de respingos gerados.

Há *três* modos de transferência de metal do arame para a peça no processo MIG: transferência por curto-circuito, transferência globular, transferência por *spray*.

Transferência por curto-circuito. A transferência por curto-circuito é típica da soldagem com um pequeno comprimento de arco (menores valores de tensão de soldagem). Nesse modo de transferência o arame toca periodicamente (entre cerca de 20 a 200 vezes por segundo) a peça, ocorrendo um curto-circuito. Durante esse contato, a corrente de soldagem se eleva rapidamente causando um grande aquecimento do arame por efeito Joule. Nesse instante ocorre fusão na ponta do arame e a consequente transferência de metal para a poça de fusão, com a ruptura de uma parte do arame e uma subsequente reabertura do arco elétrico. Esse modo de transferência é utilizado para a soldagem de aços carbono proteção de CO<sub>2</sub> com correntes baixas para a soldagem de juntas de pequena espessura e na soldagem de aço inoxidável com as seguintes características: soldagem em diferentes da posição plana, união de chapas finas, utilização de baixos valores de tensão de soldagem e corrente de soldagem. A transferência por curto-circuito é relativamente instável, com a geração de uma elevada quantidade de respingos. Uma condição de menor instabilidade pode ser obtida com maiores frequências de transferência ou de curtos-circuitos pelo ajuste da tensão de soldagem. Esta condição pode ser observada na prática pelo ruído emitido pelo processo.

Um outro fator importante para a estabilidade do processo na transferência por curto-circuito é a taxa de crescimento ( $A/s$ ) da corrente durante um curto-circuito. Se a corrente se eleva de uma forma excessivamente rápida, o rompimento do arame ao final de um curto-circuito tende a ser explosivo, nesse caso há uma elevada quantidade de respingos. Por outro lado, se a corrente aumentar muito lentamente, o rompimento do arame pode não ocorrer e o processo de soldagem ser interrompido. Sendo assim, este fator de estabilidade pode ser ajustado em máquinas de solda GMAW utilizando-se de um controle denominado indutância. (MARQUES, *et al.* 2009).

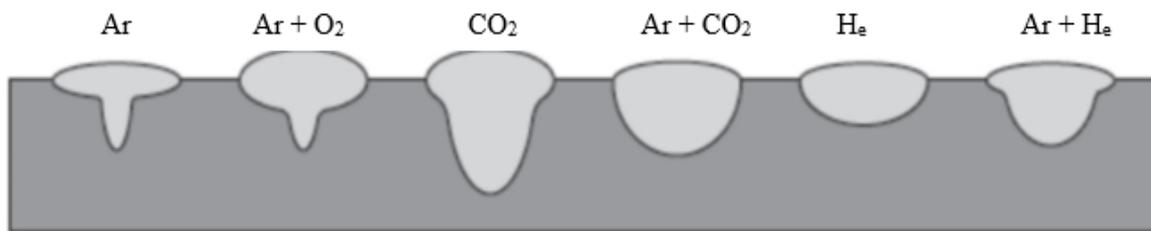
Transferência globular. Nesse tipo de transferência, as gotas de metal líquido na ponta do arame tende a ter diâmetro maior que o do próprio arame. Com isso, as gotas metálicas se descolam do arame, pela ação direta da gravidade, caindo diretamente na poça de fusão, sem a ocorrência de curto-circuito. Esta forma de transferência é característica de soldagem com menores correntes e elevadas tensões, grande comprimento de arco. Na soldagem de aços, com proteção de CO<sub>2</sub>, em que não há transferência *spray*, a transferência globular ocorre também com correntes elevadas. A soldagem com

esta forma de transferência tende a ser muito instável devido às perturbações causadas ao arco pelo despreendimento de grandes gotas e a ocorrência de respingos provocados pela agitação da poça de fusão pelo impacto das gotas. (MARQUES *et al.*, 2009).

Transferência por spray. Ocorre na soldagem com mistura de proteção rica em argônio e com correntes suficientemente elevadas para que a força de origem magnética passe a controlar o processo de transferência. Esta forma de transferência tende a ser extremamente estável, desde que o arco seja suficientemente longo para prevenir a ocorrência de curto-circuito. Nesse modo de transferência, a transferência metálica do arame é fortemente produzido por sopro magnético do arco não depende da força da gravidade. A necessidade de uma corrente elevada, contudo, restringe o seu uso para a soldagem de juntas de menor espessura. (MARQUES *et al.*, 2009).

O processo MIG proporciona um arco de soldagem bastante confinado favorecendo a penetração da solda na região sob o arco. Dependendo do tipo de gás empregado nos processos de soldagem com proteção gasosa, diferentes perfis de cordões de solda podem ser produzidos, conforme mostrado na Figura 11.

Figura 11: Perfil típico de cordões de solda.



Fonte: MARQUES *et al.* (2009).

Tipos de gases utilizados no processo de soldagem GMAW:

Oxigênio: O gás  $O_2$  é uma molécula com dois átomos, geralmente é adicionado como componente ativo no gás de proteção utilizado no processo GMAW, e as misturas têm concentrações de  $O_2$  com menos de 10 por cento. O oxigênio produz um aporte de calor maior resultante da sua energia de ionização e sua energia de dissociação (energia liberada pela divisão da molécula em átomos individuais no arco). Por este motivo o oxigênio promove uma melhor penetração, menos profunda, mas com maior largura de cordão. A explicação para esse fenômeno é que uma vez que a geração de calor é mais intensa a tensão superficial do metal em fusão tende a ser reduzida (ESAB, 2005).

Argônio. Devido ao seu peso, maior que o do ar, o argônio forma uma cortina de proteção ao redor da poça de fusão oferecendo uma série de vantagens como ser inerte, apresentar boa estabilidade do arco, baixo consumo do gás, baixas tensões de arco e bom efeito de limpeza de óxidos (MARQUES, 2011).

Hélio. É um gás inerte que pode ser utilizado na soldagem MIG, mas também é comumente empregado quando é necessário um maior aporte térmico para melhorar a molhabilidade do cordão de solda. O seu emprego favorece maior penetração e velocidade de soldagem. Comparado com o argônio, o hélio apresenta maior condutividade térmica e maior variação de tensão de soldagem. Apresenta perfil de solda com maior largura em relação à profundidade (MARQUES, 2011).

CO<sub>2</sub>. Empregado para a soldagem de aços carbono pelo processo MAG, o dióxido de carbono é um gás frio e ativo que reduz o aquecimento da área soldada favorecendo à preservação das propriedades químicas e mecânicas do material, possibilitando maior resistência na solda. O emprego do CO<sub>2</sub> favorece maior penetração da solda. A aplicação do CO<sub>2</sub> tem com desvantagem apresentar muitos respingos devido à turbulência do arco (MARQUES, 2011).

Segundo Cassarin (2018), há três formas de transferência do calor gerado pelo arco elétrico durante a soldagem e o gás de proteção: radiação, convecção e condução no metal de solda, sendo a convecção o principal modo de transferência de calor do arco para a peça. Essas formas de transferências de calor são as responsáveis pelo calor que é imposto na solda (aporte térmico). Dentre os processos de soldagem há diferentes valores de eficiência ( $\eta$ ) na transferência de calor para a solda.

A microestrutura obtida na região da solda, de acordo com Ferrante (2002), ocorre basicamente em função da taxa de resfriamento, que por sua vez depende do aporte térmico da soldagem, da espessura, condutividade e da composição química do metal base. Portanto, para uma dada espessura, condutividade e composição química dos metais envolvidos, o aporte térmico determina a microestrutura da região da solda e em consequência as características mecânicas da mesma (De Lacerda, 2015).

O cálculo do aporte térmico (H) dos processos de soldagem a arco elétrico podem ser realizados utilizando-se da Equação 3.

$$H = 60 \left( \frac{V * I}{v} \right) . \eta \quad (\text{Equação 3})$$

H - aporte térmico (Joule/cm);

V - tensão aplicada (Volts);

I - corrente elétrica (Ampères);

v - velocidade de deslocamento da tocha (cm/s);

$\eta$  – eficiência do processo.

O aporte térmico representa a quantidade de energia térmica imposta pelo processo de soldagem. Nos diferentes processos de soldagem a arco elétrico, as variações nos ciclos térmicos de soldagens estão associadas à variação da intensidade do aporte térmico. As curvas de ciclos térmicos de soldagem indicam as taxas de resfriamento na solda após a sua execução. Dependendo da taxa de resfriamento produzida pelo ciclo térmico de soldagem, diferentes microestruturas poderão ocorrer nas regiões da solda. O aço em estudo nesse trabalho (UNS S41003) é apresentado normalmente com microestrutura ferrítica, porém, o mesmo pode apresentar transformação martensítica dependendo de tempo de sua exposição em determinada faixa de temperatura intercrítica. Assim, a microestrutura de solda desse aço na região da ZTA pode ser afetada pelo aporte térmico empregado na sua soldagem. Nesse caso, a correlação entre o aporte térmico e o ciclo térmico de soldagem passa a constituir um importante objeto de observação.

## 5 – Materiais

Para a soldagem, foram utilizadas chapas de aço inoxidável ferrítico UNS S41003 laminadas a quente, com um tratamento térmico realizado em forno contínuo a 1020°C, seguido de resfriamento ao ar (neblina). As chapas foram cortadas nas dimensões de 200 x 150 x 4,75 mm. A composição química do aço UNS S41003 está apresentada na Tabela 1. As análises químicas foram realizadas no Centro de Pesquisas da APERAM South America, em Timóteo, Minas Gerais, utilizando um analisador de carbono CS-400 e um espectrômetro de emissão óptica ARL 4460.

O aço inoxidável UNS S41003 (K03) é um material comumente utilizado em aplicações que requerem boa resistência à corrosão e à oxidação. De acordo com a Aperam (2022), o aço na condição de recozido e à temperatura ambiente possui valores típicos de propriedades mecânicas. O limite de escoamento é de 400 MPa, o limite de resistência à tração é de 490 MPa e a dureza Rockwell é de 78 HRB. Essas propriedades são importantes para avaliar a adequação do material para uma determinada aplicação e para garantir a segurança e o desempenho adequado dos componentes fabricados com esse aço.

Tabela 1: Composição química do aço UNS S41003 (% em massa).

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

Fonte: Aperam (2022).

De acordo com a Aperam (2022), o aço inoxidável UNS S41003 (K03) na condição de recozido e à temperatura ambiente apresenta os seguintes valores típicos de propriedades mecânicas: limite de escoamento 400 MPa, limite de resistência a tração 490 MPa e dureza Rockwel 78 HR<sub>B</sub>.

Para a execução da solda pelo processo MIG utilizou-se como metal de adição arame sólido de aço inoxidável austenítico AISI 309LSi, com 1,0 mm de diâmetro. Na Tabela 2 apresenta-se a composição química do arame de solda AISI 309LSi. A escolha do arame AISI 309LSi visou a obtenção de uma ZF rica em fração volumétrica de austenita para uma melhor tenacidade da solda. Além disso, a presença de austenita na ZF tende a contribuir para inibição de crescimento de grão da ferrita diluída nessa região.

Tabela 2: Composição química típica do arame de solda AISI 309LSi (% em massa).

C	Cr	N <sub>i</sub>	M <sub>n</sub>	M <sub>o</sub>	S <sub>i</sub>	P	C <sub>u</sub>
0,03	24,1	13,3	1,55	0,75	0,75	0,03	0,66

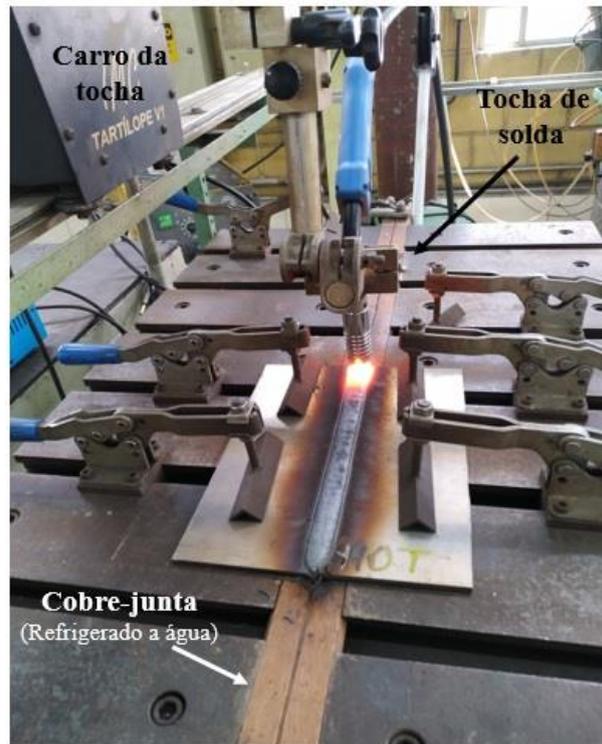
Fonte: Esab (2005).

Quanto ao gás de proteção empregado na soldagem, foi uma mistura de argônio + 2% de oxigênio. A adição de oxigênio auxilia na molhabilidade da solda assim como na quebra da camada de óxido de cromo durante a soldagem.

## 6 - Procedimentos experimentais

Na Figura 12, é apresentada a imagem da mesa de solda experimental que foi utilizada para a realização das soldagens. Essa mesa pertence ao Instituto do Inox, uma entidade mantida pela Aperam, localizada na cidade de Timóteo, Minas Gerais. Destaca-se que a mesa é equipada com cobertura refrigerada a água, sistemas de fixação do metal base, um carro móvel para deslocamento controlado da tocha, um sistema de regulagem do DBCT (*stick-out*) e um sistema automático de abertura e fechamento do arco elétrico. As soldagens foram realizadas utilizando uma máquina modelo Smaseld-316, da marca Esab.

Figura 12: Mesa de solda experimental.

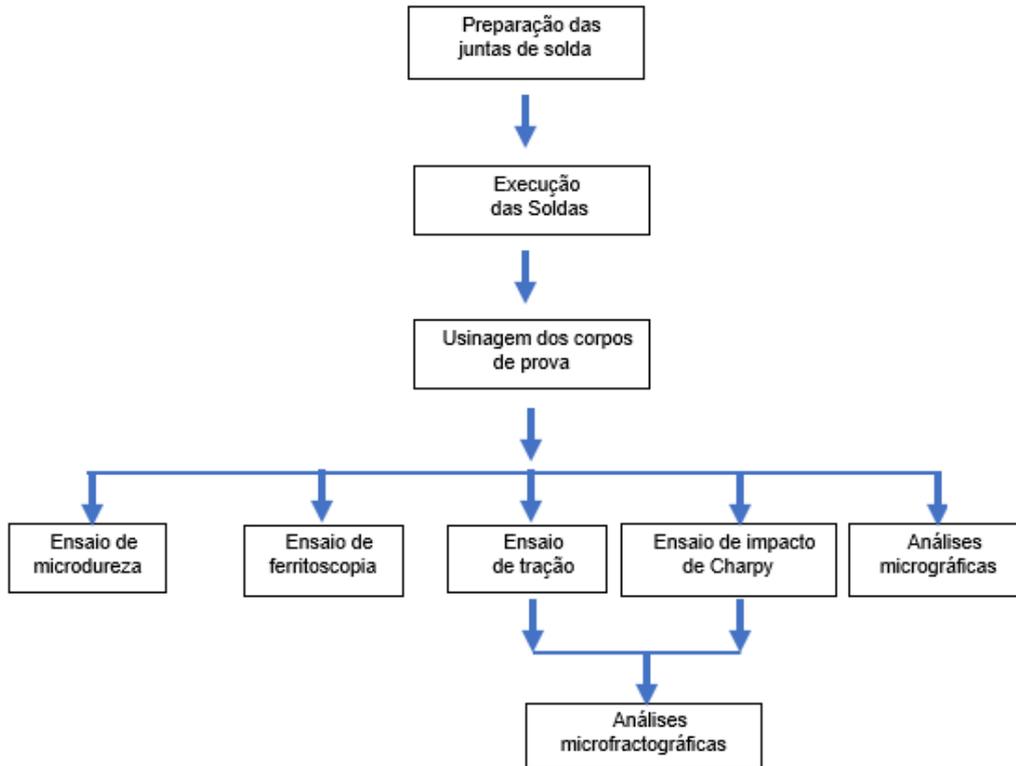


Fonte: Próprio Autor (2023).

Na realização das soldagens, todos os parâmetros foram pré-determinados visando assegurar que a velocidade de deslocamento da tocha, tensão de soldagem, corrente de soldagem, vazão de gás, velocidade de alimentação do arame e distância bico de contato peça (DBCP) se mantivesse constante. A tensão e a corrente de soldagem foram controladas diretamente em visor existente na máquina de solda e a velocidade de alimentação do arame pelo cabeçote alimentador de arame acoplado à máquina de solda. A velocidade de deslocamento da tocha foi controlada por um carro móvel montado em um trilhos existente na mesa de solda experimental. A DBCP foi ajustada por dispositivo com cremalheira que sustenta a tocha na mesa de solda experimental, utilizando-se de um paquímetro para a devida medição.

Os procedimentos experimentais constituíram-se basicamente das seguintes etapas: preparação das juntas de soldagem; execução da soldagem; usinagem por eletroerosão de corpos de prova; ensaios de tração; ensaios de microdureza; ensaios de impacto Charpy; ensaios de ferritoscopia; análises micrográficas das regiões das soldas; análises microfractográficas das fraturas de tração e de impacto Charpy, conforme se apresenta no fluxograma da Figura 13.

Figura 13: Fluxograma dos procedimentos experimentais.



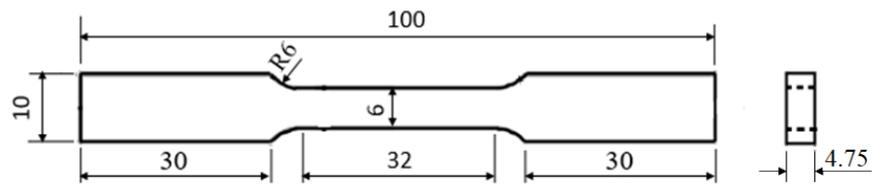
Fonte: Próprio Autor (2023).

Antes das soldagens, as chapas foram submetidas à uma cuidadosa limpeza com acetona, visando eliminar contaminações da junta a ser soldada com óleo ou quaisquer outras impurezas provenientes dos processos de laminação das chapas e de usinagem dos chanfros. Adotou-se para as soldagens o uso de juntas de topo com chanfro reto e abertura de 4mm, conforme se apresenta na Figura 14, a fim de se obter cordões de solda que favorecessem a localização dos entalhes dos corpos de prova para os ensaios de impacto Charpy na ZTA e na ZF.

Os corpos de prova para os ensaios de tração, impacto Charpy e análises micrográficas foram fabricados no laboratório de usinagem da UNIFEI (Campos Itabira) utilizando-se processo de eletroerosão a fio de molibdênio.



Figura 15 : Corpo de prova para ensaio de tração.



(Medidas em mm)

Fonte: ASTM E-8M (2010).

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Unifei (campus Itabira), utilizando uma máquina de tração da marca Instron. Os ensaios foram conduzidos à temperatura ambiente, com velocidade de avanço de 2 mm/min. A Figura 16 apresenta a imagem da máquina de tração Instron utilizada nos ensaios.

Figura 16 – Máquina de ensaio de tração Instron



Fonte: Próprio Autor (2023).

A máquina de tração Instron (Figura 16) é um equipamento utilizado em ensaios mecânicos para medir a resistência à tração, compressão, flexão e cisalhamento de materiais. Ela aplica uma carga progressiva em uma amostra de material, enquanto mede a deformação resultante. Isso permite a criação de um gráfico de carga-deformação, que é utilizado para determinar a resistência e a ductilidade do material.

## 6.2 - Ensaios de impacto Charpy

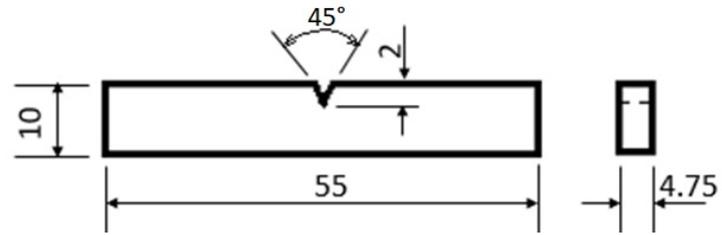
Os corpos de prova para os ensaios de impacto Charpy foram produzidos por eletroerosão a fio, a fim de se manter acabamento superficial adequado e geometria do entalhe dentro das tolerâncias recomendadas por norma. Foram confeccionados 15 corpos de prova para ensaios de impacto Charpy, sendo os respectivos entalhes demonstrados na Figura 17, localizados nas diferentes regiões das soldas (3 para a ZF da solda de alta energia, 3 para a ZTA da solda de alta energia, 3 para a ZF da solda de baixa energia, 3 para a ZTA da solda de baixa energia e 3 para o metal base). Na Figura 18 apresenta-se imagens dos corpos de prova para os ensaios de impacto Charpy confeccionados de acordo com a Norma ASTM E23-1998, na espessura da chapa como recebida (4,75 mm).

Figura 17: Localização dos Entalhes nas diferentes regiões de solda.



Fonte: Próprio Autor (2023).

Figura 18: Corpos de prova para o ensaio de Charpy.



Fonte: Próprio Autor (2023).

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados no laboratório de testes mecânicos da FUNCESI em Itabira-MG. Na Figura 19 apresenta-se imagem da máquina de ensaios de impacto Charpy, marca Pantec com capacidade de 300J, utilizada para a realização dos ensaios.

Figura 19: Máquina de ensaio de impacto Charpy.



Fonte: Próprio Autor (2023).

### 6.3 - Análises microestrutural

As análises de fraturas de tração e impacto foram realizadas com base em imagens obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). As imagens micrográficas foram adquiridas utilizando o MEV da TESCAN VEGA3, instalado no laboratório de ensaios de materiais da Unifei (campus Itabira). O MEV TESCAN VEGA3 permite a visualização e análise da topografia, morfologia e composição química de amostras sólidas, utilizando um feixe de elétrons para gerar imagens de alta resolução. Além disso, o MEV TESCAN VEGA3 possui diversos recursos, como detector de retroespalhamento de elétrons, detector de elétrons secundários, detector de elétrons de baixa energia e espectrômetro de energia dispersiva de raios-X (EDS), que permitem a análise mais detalhada das amostras.

Figura 20: Microscópio eletrônico de Varredura (MEV).



Fonte: Próprio Autor (2023).

A Figura 20 apresenta a imagem externa da câmara de vácuo do MEV utilizado neste trabalho, equipado com um espectrômetro de energia dispersiva de raios-X (EDS) da marca Bruker.

### 6.4 - Ensaio de microdureza Vickers

Ensaios de microdureza Vickers foram realizados na sessão transversal dos cordões de solda visando a obtenção de um perfil de microdureza ocorrido nas suas regiões (ZF, ZTA e MB). Para tanto as medições de microdureza foram realizadas em três alinhamentos distintos localizados respectivamente nas proximidades das superfícies (superior e inferior) e no centro das regiões das soldas. Em todos os casos os pontos de medição foram espaçados de 0,25 mm, iniciando-se na ZF

passando pela ZTA até a sua finalização das medições no MB quando as microdurezas se estabilizavam em proximas de um valor médio. Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados com a aplicação de uma carga de 100 gf por 15 segundos. Esses ensaios foram realizadas no Laboratório de Materiais de Construção Mecânica da Unifei (campus Itabira). O microdurômetro empregado foi da marca Wolpert Wilson Instruments, modelo 402 MVD. Na Figura 21 apresenta-se imagem do microdurômetro empregado no trabalho.

Figura 21: Microdurômetro



Fonte: Próprio Autor (2023).

## 6.5 - Ensaio de ferritoscopia

O ferritoscópio é um aparelho que emprega um campo magnético para determinar a quantidade de ferrita (fase ferromagnética) presente na amostra (TAVARES, 2008).

O ferritoscópio é especialmente útil para verificar a qualidade de soldas em tubulações de aço inoxidável, já que a presença excessiva de ferrita pode reduzir a resistência à corrosão e à fadiga do material.

Figura 22: Ferritoscópio.



Fonte: Próprio Autor (2023).

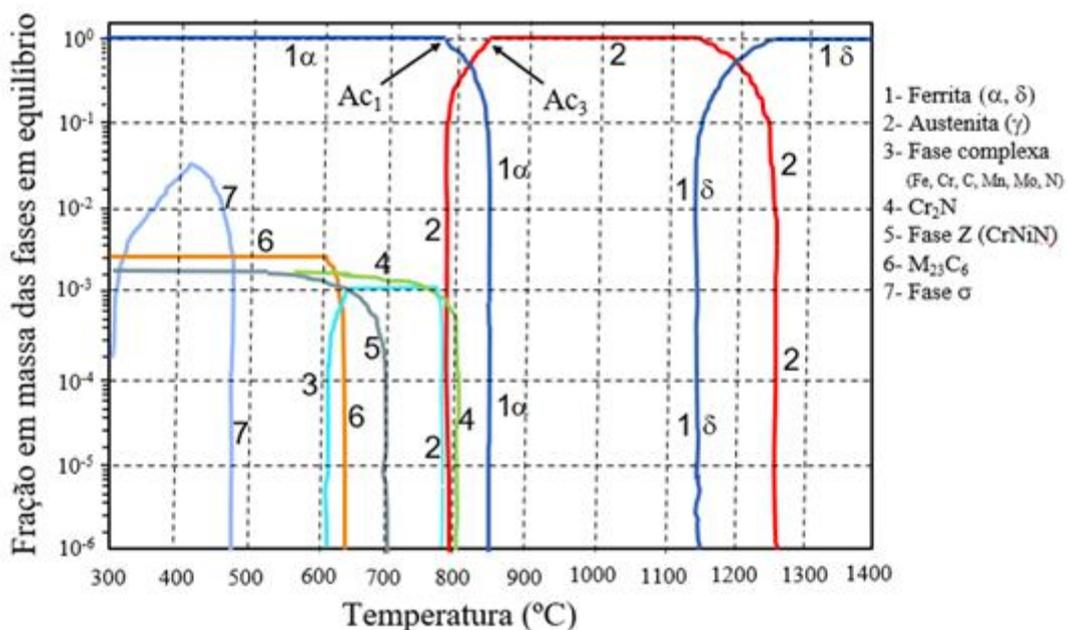
Para as análises de ferritoscopia foi utilizado um ferritoscópio marca Fischer, modelo FMP30, conforme mostrado na Figura 22. O ferritoscópio é um instrumento que mede o teor de ferrita em aços inoxidáveis austeníticos e duplex. O instrumento é capaz de medir a ferrita em uma faixa de 0,1% a 80%, sendo amplamente utilizado na indústria de processamento de aço inoxidável para garantir a qualidade do produto final. A medição precisa do teor de ferrita é importante para assegurar que o material tenha as propriedades desejadas, como resistência à corrosão, e é um requisito comum em normas e especificações de qualidade. A ferrita é uma fase cristalina que pode afetar a resistência à corrosão e tração desses materiais.

## 7 – Resultados e discussão

Nesse capítulo serão apresentados os resultados obtidos com as devidas discussões fundamentadas na revisão bibliográfica para o embasamento nas explicações dos fenômenos revelados.

Conforme relatado, o aço UNS S41003 é ferrítico, porém pode apresentar transformação martensítica se tratado termicamente em faixa de temperatura intercrítica de austenitização e seguido de resfriamento rápido. Na Figura 23 apresenta-se um diagrama de fases no equilíbrio do aço UNS S4103 obtido por simulação numérica realizada pelo programa de simulação computacional *ThermoCalc*<sup>TM</sup>.

Figura 23: Diagrama de equilíbrio do aço UNS S41003 obtido por simulação no *ThermoCalc*<sup>TM</sup>.



0,01%C	0,55%Mn	0,53%Si	0,03%P	11,01%Cr	0,31%Ni	0,02%Mo	0,06%Cu	0,02%Co	133ppmN
--------	---------	---------	--------	----------	---------	---------	---------	---------	---------

No diagrama de fases mostrado na Figura 23, obtido por meio de simulação numérica utilizando-se o *ThermoCalc*<sup>TM</sup>, pode-se observar as formações das fases através do aquecimento e resfriamento do aço UNS S41003 no equilíbrio. No eixo horizontal, está representada a temperatura de aquecimento, enquanto no eixo vertical estão representadas as frações em massa presentes no aço. De acordo com o diagrama de fases, em temperaturas acima de aproximadamente 1240°C, ocorre a presença de ferrita delta ( $\delta$ ) na fração em massa de 100%. Em um processo de resfriamento em equilíbrio, entre aproximadamente 1240°C e 1170°C, ocorre a presença de ferrita e austenita em frações que variam de acordo com a temperatura nessa faixa intercrítica. Abaixo da temperatura de aproximadamente 1170°C até 860°C, encontra-se a completa transformação austenítica. Assim, na temperatura de aproximadamente 860°C, apresenta-se a temperatura final de transformação austenítica ( $A_{C3}$ ). A partir daí, abaixando-se essa temperatura gradualmente, inicia-se a crescente precipitação da fase ferrítica em meio à matriz austenítica. Nesse caso a fração volumétrica da ferrita vai sendo aumentada com o abaixamento da temperatura até atingir praticamente 100% no ponto final de transformação ferrítica ( $A_{c1}$ ) na temperatura de aproximadamente 780°C. Abaixo de 780°C a microestrutura se apresenta muito próxima de 100% de fase ferrítica com a possibilidade de frações muito baixas de outras fases deletérias (não desejáveis) tais como: fases complexas (Fe-Cr-C-Mn-Mo-N), fase Z (Cr-Ni-N),  $Cr_2N$ ,  $M_{23}C_6$ , e fase sigma ( $\sigma$ ). Abaixo de aproximadamente 630°C observa-se a possibilidade de surgimento de carbeto de cromo  $M_{23}C_6$ , porém em fração volumétrica muito pequena. A presença de carbeto de cromo está associada ao fenômeno da sensitização que pode afetar propriedades de resistência à corrosão intergranular. Pelo que se pode observar, há também a possibilidade da formação de fase  $\sigma$  em temperaturas abaixo de aproximadamente 480°C.

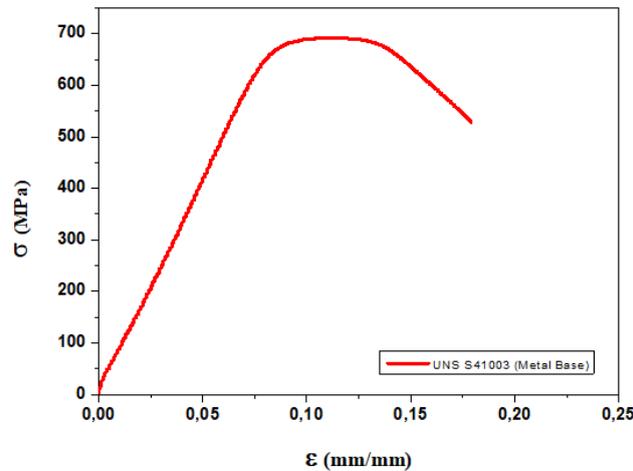
É importante ressaltar que apesar das susceptibilidades apresentadas para a formação das fases deletérias acima mencionadas, a ocorrência destas só se viabilizam na condição de resfriamento no equilíbrio, conforme a simulação foi realizada. Assim, no caso de soldagem, como há altas taxas de resfriamento contínuo pode-se considerar quase nulas as possibilidades de ocorrências de fases deletérias. No entanto, as altas taxas de resfriamento poderão induzir a formação da fase martensítica, que é uma fase fora do equilíbrio, pela transformação austenítica possível na faixa de temperatura intercrítica situada entre aproximadamente 860°C e 780°C, conforme relatado acima.

## 7.1 – Ensaio de tração

Na Figura 24 apresenta-se o diagrama tensão-deformação com a curva média dos três ensaios realizados no metal base. Não foram realizados ensaios de tração específicos nas regiões das soldas, devido à dificuldade de extração de corpos de prova nessas regiões específicas. Na Tabela 4 são apresentados os resultados numéricos do limite de escoamento ( $\sigma_y$ ), limite máximo de resistência

( $\sigma_{uts}$ ) e a porcentagem máxima de alongamento ( $\epsilon_{max}$ ).

Figura 24: Gráfico Tensão x Deformação do metal base UNS S41003.



Fonte: Próprio Autor (2023).

Tabela 4 – Resultados de resistência à tração do metal base (confiabilidade = 95%).

$\sigma_Y$ (MPa)	$\sigma_{uts}$ (MPa)	$\epsilon_{m\acute{a}x}$ (%)
647,3 ± 14,2	692,2 ± 11,7	23,4 ± 0,3

Fonte: Próprio Autor (2023).

Os resultados de limite de escoamento e limite máximo de resistência para o metal base, conforme Tabela 4, apresentaram valores superiores aos esperados para o aço UNS S41003 na condição recozido, que seriam de 405 MPa para o limite de escoamento e 595 MPa para o limite de resistência máxima, conforme mencionado por Faria *et al.* (2020). A análise realizada indicou que o aço utilizado nas soldagens estava na condição temperada, conforme mencionado pelo mesmo estudo. É importante lembrar que o aço UNS S41003 é normalmente comercializado na condição recozido, sendo denominado comercialmente como 410D pela Aperam South America. No entanto, a pedido dos clientes, o aço pode ser fornecido na condição temperada, recebendo a denominação comercial de 410T.

## 7.2 – Ensaios de impacto Charpy

A Tabela 5 e Figura 25 são apresentados os resultados das energias absorvidas nos ensaios de impacto Charpy.

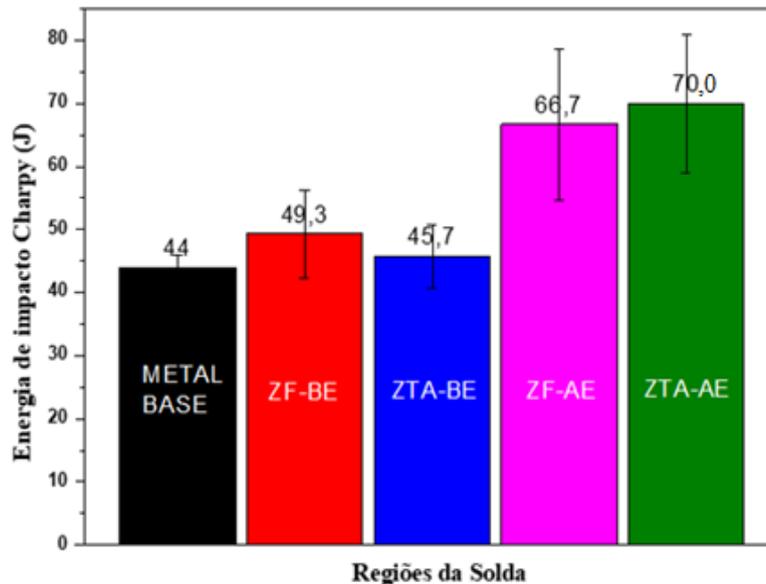
Tabela 5: Resultados dos ensaios de Impacto de Charpy (valores em Joule).

Região da Solda	CP1	CP2	CP3	Média
MB	44	46	42	44,3 ± 2
ZF (BE)	56	50	42	49,3 ± 7
ZTA (BE)	43	52	42	45,7 ± 5
ZF (AE)	82	58	60	66,7 ± 11
ZTA (AE)	84	62	64	70,7 ± 11

Fonte: Próprio Autor (2023).

Na Figura 25 são apresentados os resultados de energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy com os entalhes localizados nas diferentes regiões das soldas (MB, ZTA e ZF) nas duas condições de energia de soldagem utilizadas (BE e AE).

Figura 25: Representação gráfica dos resultados de ensaios de impacto Charpy.



Fonte: Próprio Autor (2023).

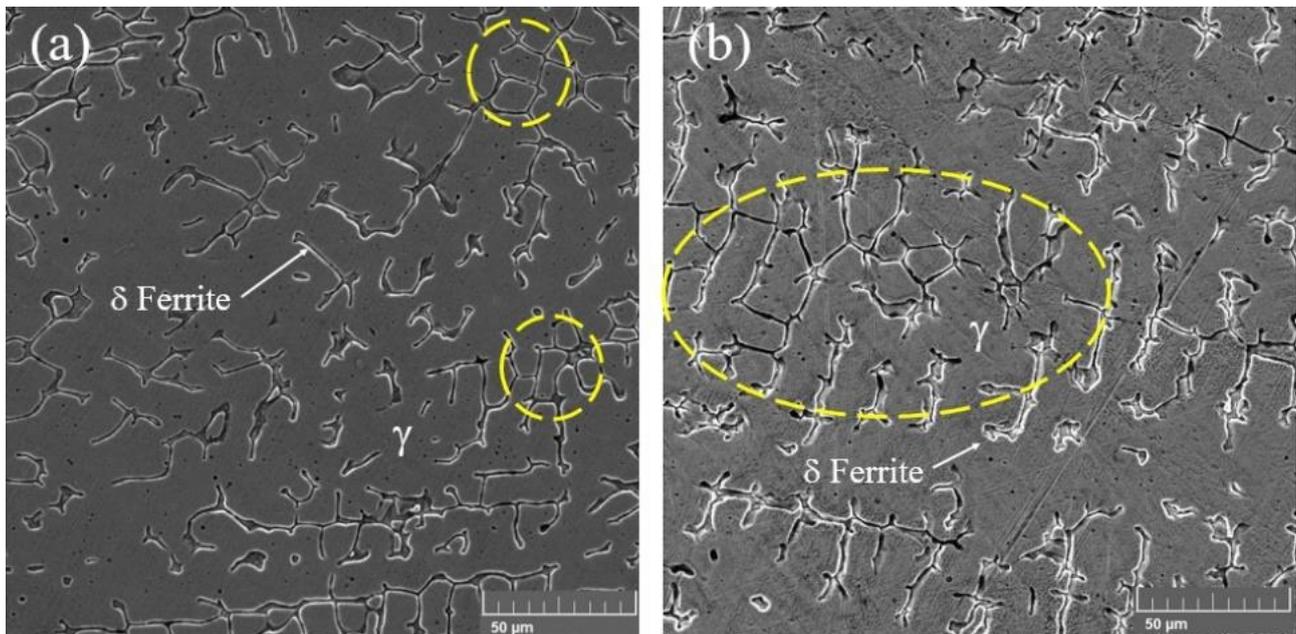
De acordo com os resultados de resistência ao impacto Charpy apresentados na Tabela 5 e Figura 25, pode-se observar a superioridade de resistência ao impacto obtida pela solda de alta energia tanto na ZF como na ZTA comparado com a solda de baixa energia e metal base.

Os maiores resultados de energia absorvida ao impacto na ZF, comparado com o MB, são atribuídos à presença da austenita na ZF proveniente do arame de solda empregado.

Ainda na Figura 25, pode ser observada uma maior absorção de energia ao impacto na zona fundida da solda realizada com alta energia comparado com o que foi obtido na solda de baixa energia. Essa maior absorção de energia ao impacto observada na ZF da solda de alta energia pode ser atribuída à existência de maiores campos da microestrutura com grãos mais refinados na ZF da solda de alta energia comparado com a ZF da solda de baixa energia, conforme destacado por elipse e círculos

tracjada em amarelo na Figura 26. A alta energia de impacto absorvida na ZTA da solda de alta energia, provavelmente foi influenciada pela alta resistência ao impacto da ZF. Por fim, a menor resistência ao impacto observada no MB se deve à sua estrutura puramente ferrítica (LIU *et al.* 2022).

Figura 26 – Microestrutura da zona fundida (ZF): (a) solda de baixa energia; (b) solda de alta energia (MEV).

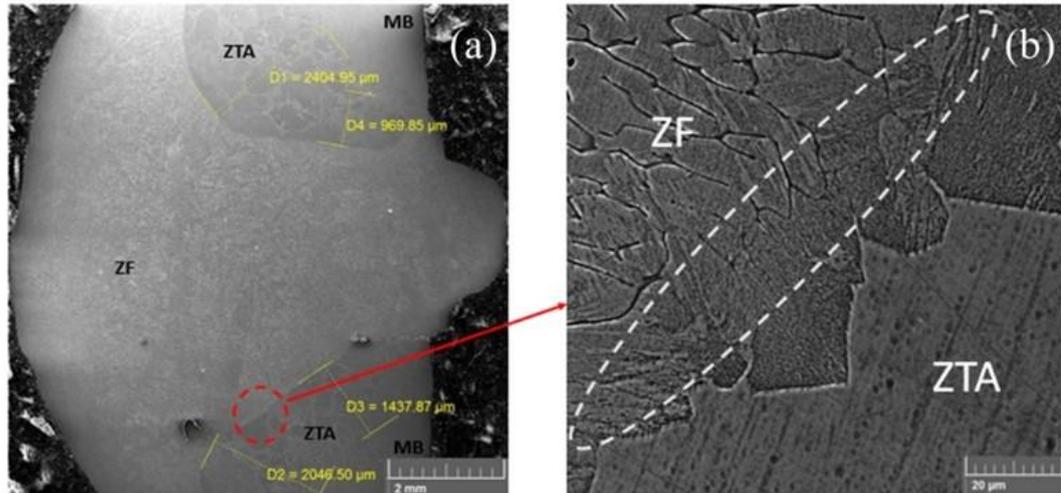


Fonte: Próprio Autor (2023).

### 7.3 - Microestruturas nas regiões de solda

Na Figura 27(a), é possível observar a solda de baixa energia e suas três regiões: ZF, ZTA e MB. Nota-se que a ZTA apresenta um significativo crescimento de grão em comparação com a região do metal base, com uma pequena extensão de, no máximo, aproximadamente 2 mm. Na Figura 27(b), a região de interface entre a ZTA e a ZF é destacada por uma elipse tracejada, onde podem ser observados os indícios do surgimento dos grãos da ZF a partir do molhamento dos grãos da ZTA.

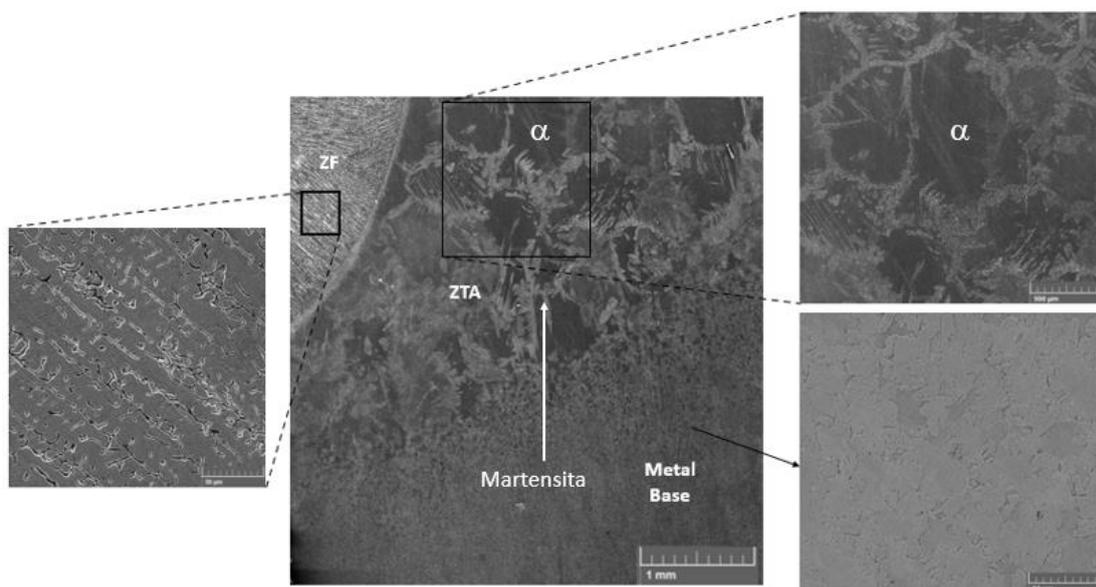
Figura 27: Microestrutura da solda de baixa energia (MEV).



Fonte: Próprio Autor (2023).

Na Figura 28 são apresentadas micrografias das três regiões da solda de AE. Na região da ZTA pode ser observado o pronunciado crescimento do grão da ferrita com a presença de agulhas de martensita nos seus contornos de grãos. Na região da ZF pode-se constatar a morfologia típica da austenita com ilhas de ferrita delta no seu contorno de grão. A austenita foi proveniente do arame de solda empregado (AISI 309Lsi) e a ferrita delta (fase de alta temperatura) foi originada da diluição ocorrida do metal base na poça de fusão. A microestrutura da região do metal base (MB) se destaca pela existência de uma microestrutura predominantemente ferrítica muito refinada em comparação com a região da zona termicamente afetada (ZTA).

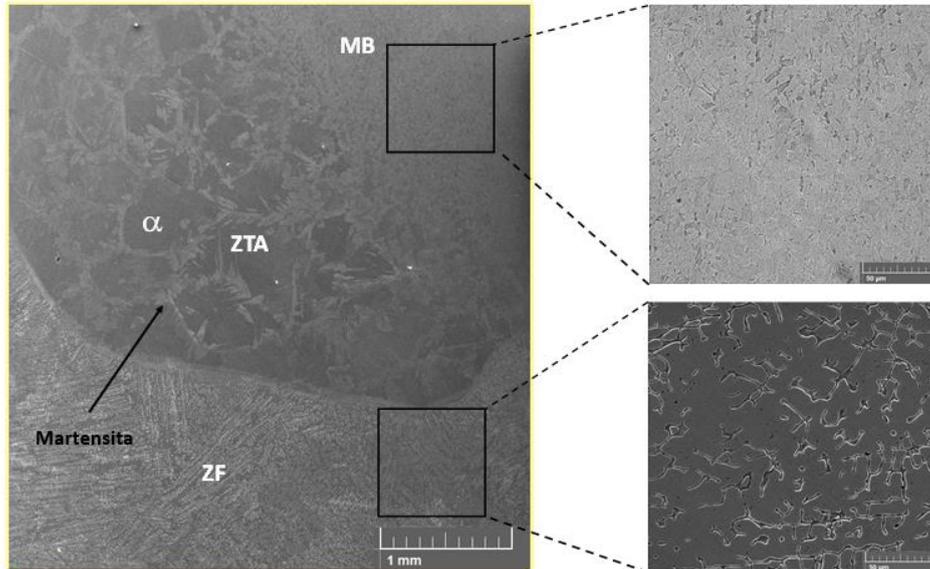
Figura 28: Microestrutura da solda de alta energia (MEV).



Fonte: Próprio Autor (2023).

Na Figura 29 são apresentadas micrografias das três regiões da solda de BE. Na região da ZTA pode ser observado, assim como na solda de AE, um pronunciado crescimento do grão da ferrita com a presença de agulhas de martensita nos seus contornos de grãos.

Figura 29: Microestrutura da solda de baixa energia (MEV).



Fonte: Próprio Autor (2023).

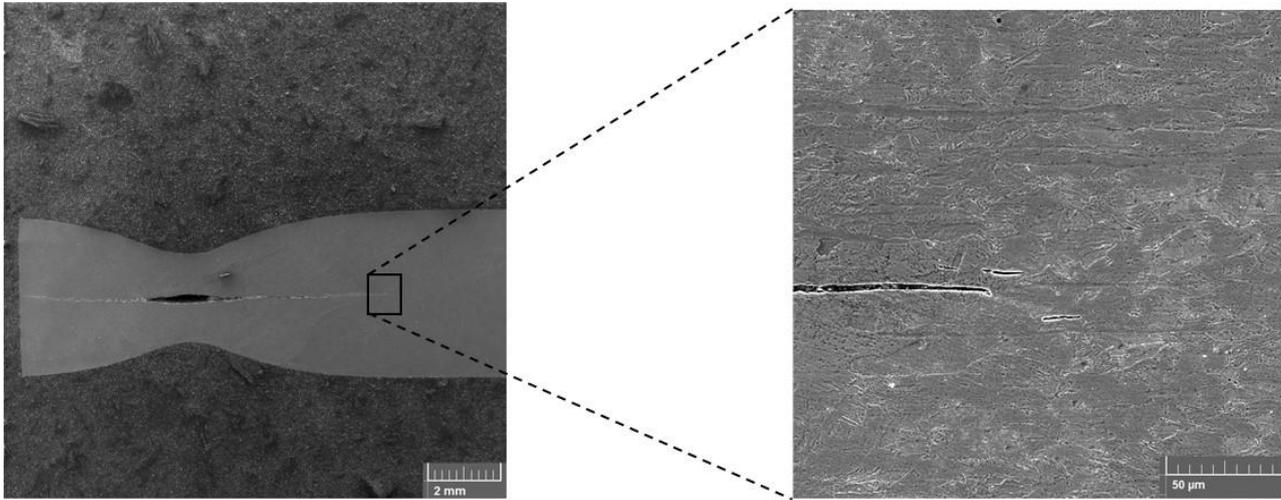
Nas duas condições de soldagem (baixa e alta energia), houve um aumento significativo do tamanho dos grãos da ferrita na zona termicamente afetada (ZTA), como esperado, em comparação com o metal base (Figuras 28 e 29). O diâmetro médio dos grãos de ferrita na ZTA, calculado de acordo com a norma ASTM E-112, foi de aproximadamente 330  $\mu\text{m}$  e 410  $\mu\text{m}$  nas soldas de baixa e alta energia, respectivamente. Em contraste, o diâmetro médio dos grãos de ferrita no metal base (MB) foi de 4,7  $\mu\text{m}$ . Além disso, como destacado pelas setas nas Figuras 28 e 29, foram encontradas agulhas de martensita nos contornos dos grãos de ferrita na região da ZTA das soldas. A ferrita é altamente suscetível ao crescimento de grão na ZTA devido à sua estrutura cristalina (LIPPOLD & KOTECKI, 2005; ARRUDA et al., 2020). A martensita encontrada nos contornos dos grãos de ferrita na ZTA foi resultado da transformação parcial da austenita formada durante o aquecimento na faixa de temperatura intercrítica do aço UNS S41003, entre 780°C e 860°C, conforme observado no diagrama de fases apresentado na Figura 23.

## 7.4 – Microfractografias de tração

Nas fraturas de ensaios de tração realizadas no metal base (MB) podem ser observadas uma grande trinca secundária na região central da seção transversal da mesma. Assim, a fim de se observar

melhor a referida trinca secundária, foi feita a interrupção de um dos ensaios de tração antes do colapso final (após a extricção), conforme se apresenta na Figura 30.

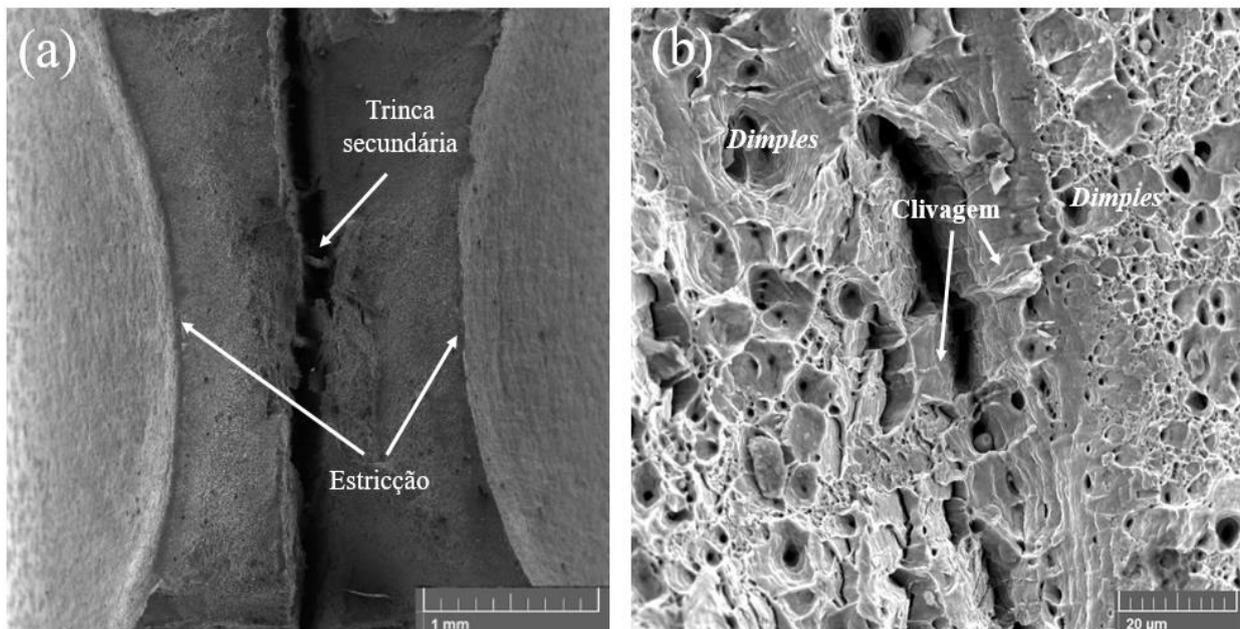
Figura 30: Trinca secundária na tração (MEV).



Fonte: Próprio Autor (2023).

Na Figura 31(a-b) são apresentadas superfícies de fraturas do aço UNS S41003 (metal base) ensaiado por tração. Na Figura 31(a) pode ser observada uma pronunciada deformação por estricção indicando a predominância de fratura dúctil. Observa-se ainda a existência de trinca secundária no sentido de laminação da chapa. Esse tipo de trinca podem ser causadas por delaminação devido à existência de inclusões alinhadas, segregação química, ou precipitação preferencial de fases no sentido de laminação decorrentes do processamento termomecânico do aço (FARIA *et al.*, 2020).

Figura 31: Microfratografias do aço UNS S41003 ensaiado por tração: (a) região de estricção; (b) região com dimples e clivagem. MEV.

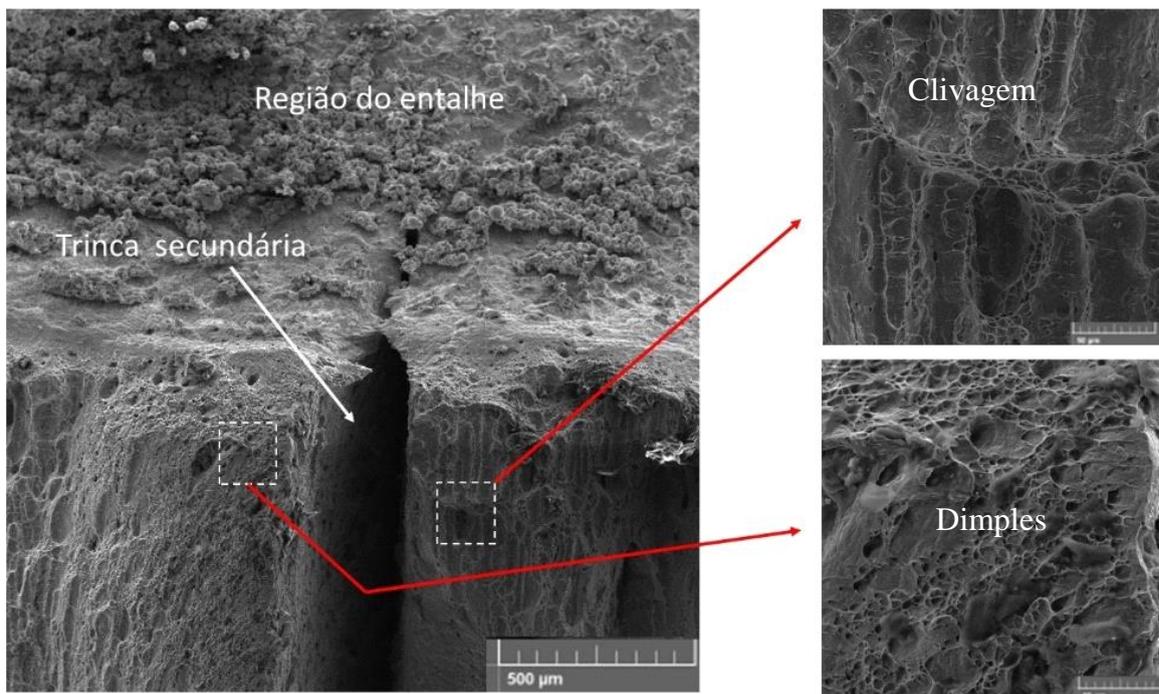


Fonte: Próprio Autor (2023).

## 7.5 – Fraturas de impacto Charpy

Na Figura 32, é possível observar as imagens da fratura do metal base ocorrida no ensaio de impacto Charpy. Como destacado na figura, foi formada uma trinca secundária na região central da fratura, semelhante ao que ocorreu na fratura por tração. Como já relatado, trincas secundárias desse tipo podem ser causadas por delaminação devido à existência de inclusões alinhadas, segregação química ou precipitação preferencial de fases no sentido de laminação decorrentes do processamento termomecânico do aço (FARIA *et al.*, 2020). De acordo com a morfologia da fratura, observa-se características mistas de comportamento dúctil e frágil. É possível observar regiões com a presença de dimples, indicativos de comportamento dúctil, e outras com a existência de facetas de clivagem, indicativos de comportamento frágil. Na Figura 32(b), podem ser observados dimples na região correspondente aos contornos de grãos que delimitam clivagens produzidas no interior do grão.

Figura 32: Fratura por impacto no metal base (MEV).

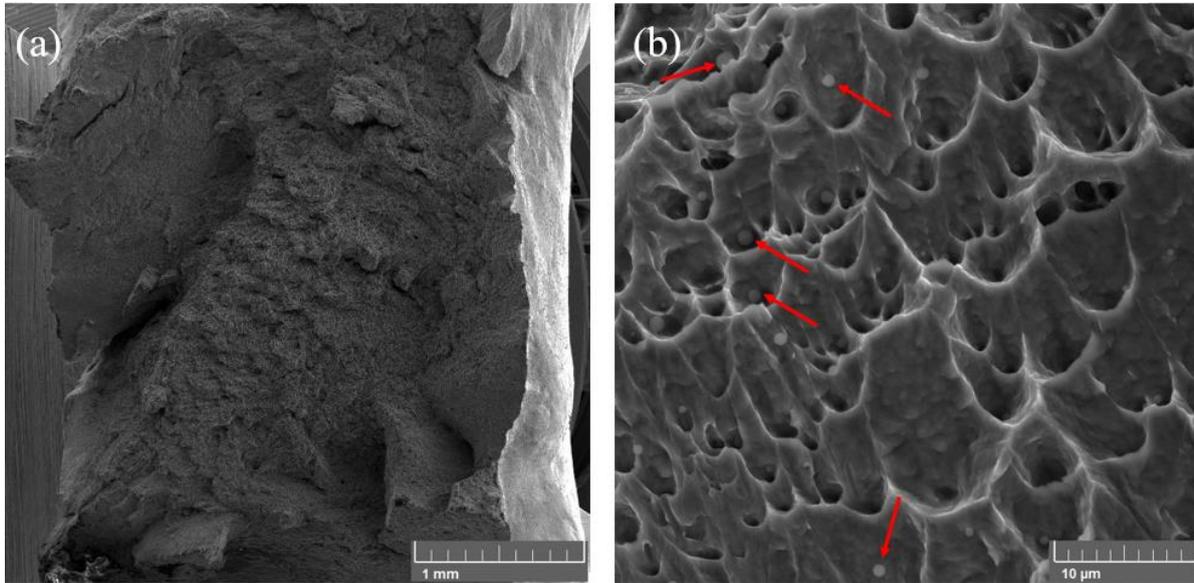


Fonte: Próprio Autor (2023).

Na Figura 33, é possível observar imagens da fratura ocorrida na ZF da solda de alta energia durante o ensaio de impacto Charpy. A morfologia da fratura apresenta predominantemente características dúcteis, como pode ser observado nas evidências de dimples, com poucos sinais de comportamento frágil em regiões onde pequenas facetas de clivagem são evidenciadas. Na Figura 32(b), a predominância de *dimples* pode ser vista, resultando da nucleação e coalescência de vazios a partir de partículas de inclusão ou precipitados na microestrutura, como destacado pelas setas na Figura

32(b) (ANDERSON, 2017). Segundo Laukkanen *et al* (2021), a morfologia da fratura apresentada na Figura 32(a, b) está de acordo com as expectativas para a ZF, considerando as microestruturas presentes, que são compostas de cerca de 38% de ferrita e 62% de austenita.

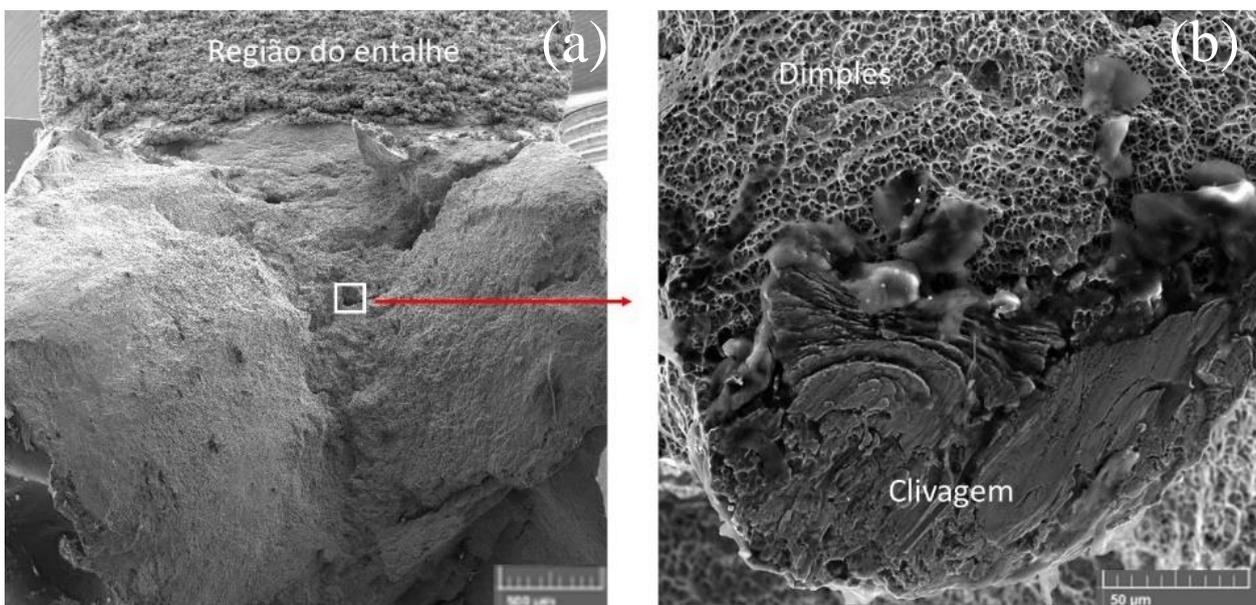
Figura 33: Fratura por ensaio de impacto Charpy na ZF da solda de alta energia (MEV).



Fonte: Próprio Autor (2023).

Na Figura 34(a, b) apresentam-se imagens da fratura por ensaio de impacto Charpy ocorrida na região da zona fundida (ZF) da solda de baixa energia. Foi observada a existência de regiões com *dimples* (característica dúctil) e regiões com clivagem (característica frágil).

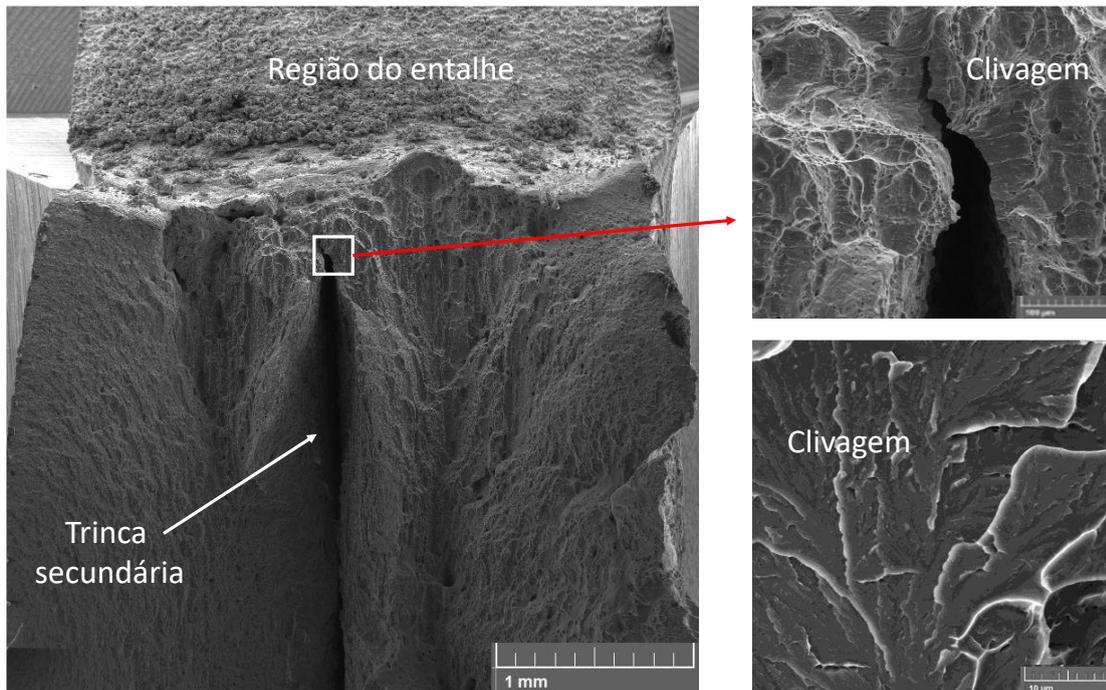
Figura 34: Fratura por impacto na ZF de solda de baixa energia (MEV).



Fonte: Próprio Autor (2023).

Na Figura 35 apresentam-se imagens de fratura da zona termicamente afetada (ZTA) da solda de alta energia ocorrida em ensaio de impacto Charpy. Também pode ser observada a trinca secundária na região central da chapa, tal como visto nas fraturas do MB no impacto e na tração. Houve a predominância de fratura frágil em todos os pontos observados da fratura pela existência de planos de clivagem.

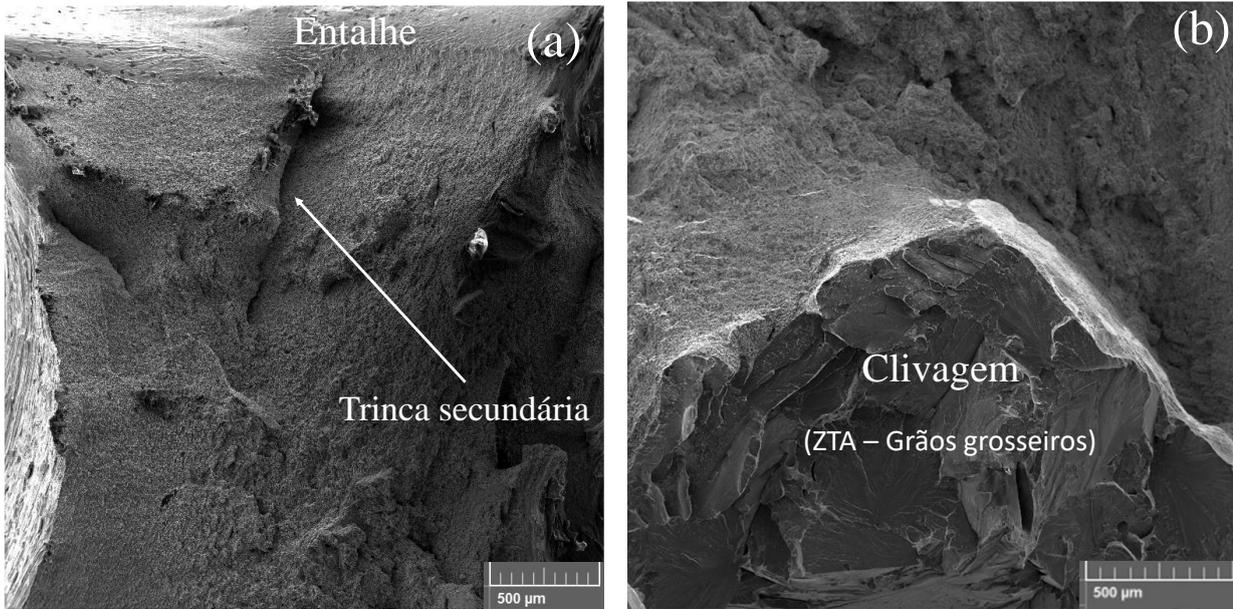
Figura 35: Fratura por impacto na ZTA da solda de alta energia (MEV).



Fonte: Próprio Autor (2023).

Na Figura 36(a, b) apresentam-se imagens de fratura da zona termicamente afetada (ZTA) da solda de baixa energia ocorrida em ensaio de impacto Charpy. Aqui também pode ser observada a trinca secundária na região central da chapa (em menor intensidade), tal como visto nas fraturas do MB no impacto e na tração. Observa-se na Figura 36(b) região com a existência de fratura frágil pela presença de planos de clivagem com indícios de granulação grosseira.

Figura 36: Fratura por impacto na ZTA da solda de baixa energia (MEV).

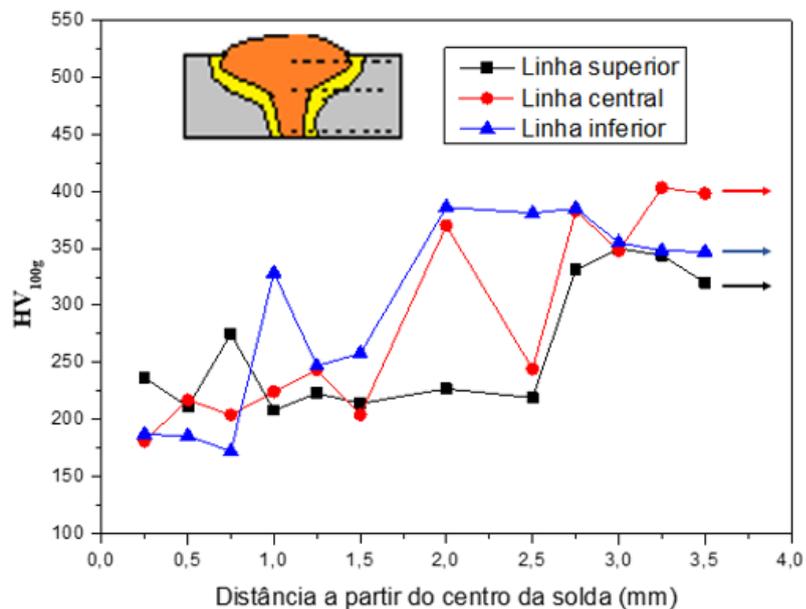


Fonte: Próprio Autor (2023).

## 7.6 - Perfil de microdureza Vickers nas regiões de solda

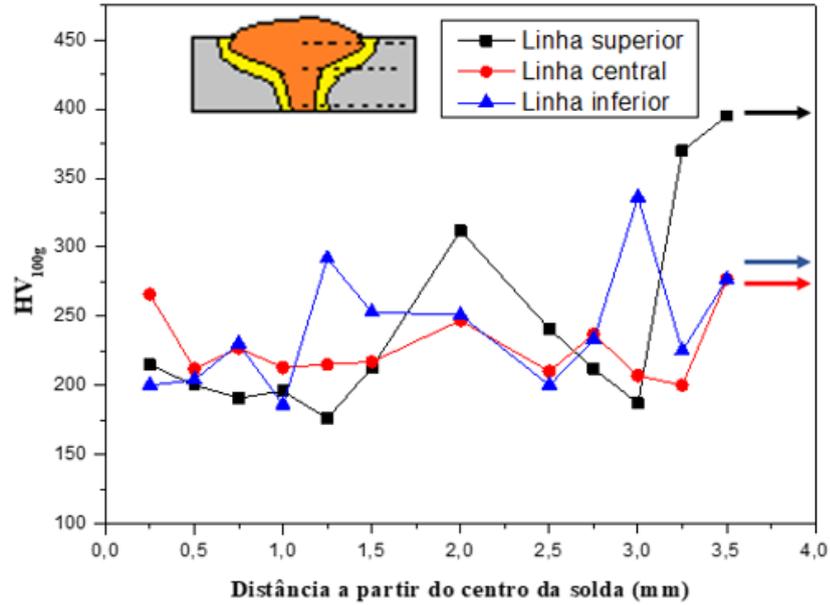
Nas Figuras 37, 38 e 39 os resultados de microdureza são apresentados de forma gráfica ao longo da seção transversal das regiões das soldas tendo início no meio região da ZF, passando pela ZTA e indo até a região do MB. As medições de microdureza (espessamento de 0,25 mm) foram realizadas em três alinhamentos de forma a se distinguir os perfis de microdureza próximos às superfícies superior e inferior e região central. central e raiz da solda, respectivamente para alta energia e baixa energia.

Figura 37: Perfil de microdureza da solda de baixa energia.



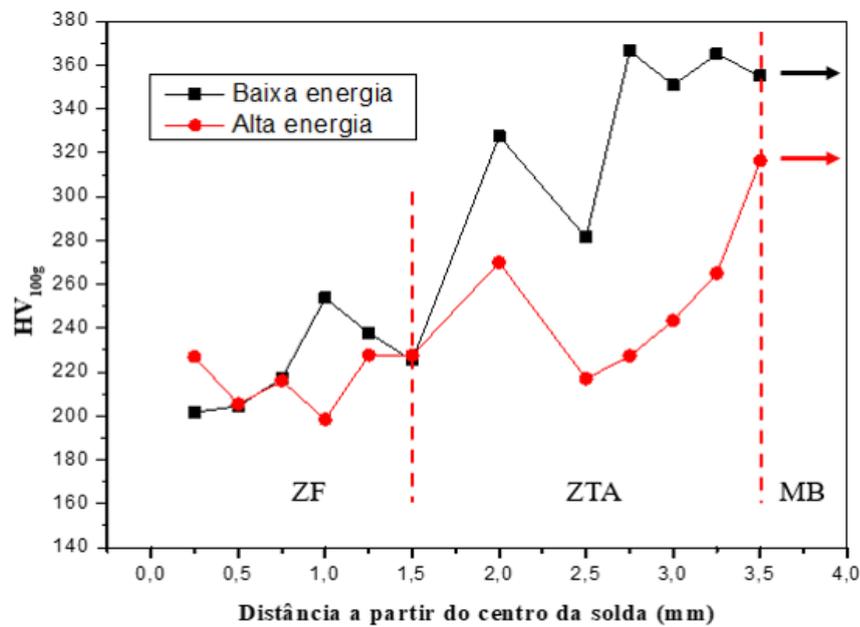
Fonte: Próprio Autor (2023).

Figura 38: Perfil de microdureza da solda de alta energia.



Fonte: Próprio Autor (2023).

Figura 39: Perfil de microdureza média das soldas de alta e baixa energia



Fonte: Próprio Autor (2023).

Na Figura 39 apresenta-se o perfil de microdureza Vickers média das soldas realizadas. Observa-se que o metal base (MB) apresentou maior dureza em comparação com a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA) devido ao seu menor tamanho de grão, com um diâmetro médio de grão de 4,7  $\mu\text{m}$ . Além disso, a ZTA da solda de baixa energia apresentou maiores valores de

microdureza do que a ZTA da solda de alta energia, o que é atribuído à diferença de tamanho de grão das microestruturas. Os diâmetros médios de grão calculados foram de 380  $\mu\text{m}$  para a ZTA da solda de baixa energia e 410  $\mu\text{m}$  para a ZTA da solda de alta energia, seguindo a Norma E112 para o cálculo.

## 7.7 – Ferritoscopia nas regiões das soldas

Os ensaios de ferritoscopia foram realizados no metal de base (MB), e nas ZFs, tanto no corpo de prova soldado com alta energia (AE) quanto no corpo de prova com baixa energia (BE). Na Tabela 6 e Figura 40 apresentam-se os resultados de fração de fases magnéticas reveladas por ferritoscopia nas regiões das soldas. Para o cálculo do erro apresentado nos diagramas de barras da Figura 39 considerou-se uma confiabilidade de 95%.

Tabela 6: Resultados das medições de ferritoscopia.

Metal Base	ZF	
	Alta Energia	Baixa Energia
89,5	55,8	65,8
86,9	54,8	79,4
87,5	56,4	65,4
87,4	63,3	63,2
89,2	57,3	66,2
87,2	57,5	72,1
88,4	57,7	71,8
92,7	57,7	63,1
84,7	57,7	69,6
91,2	56,4	71,8

Fonte: Próprio Autor (2023).

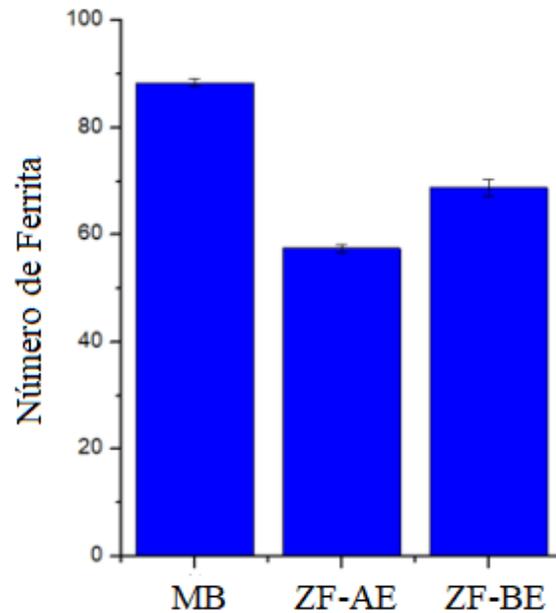


Figura 40 - Resultados de ferritoscopia.

Fonte: Próprio Autor (2023).

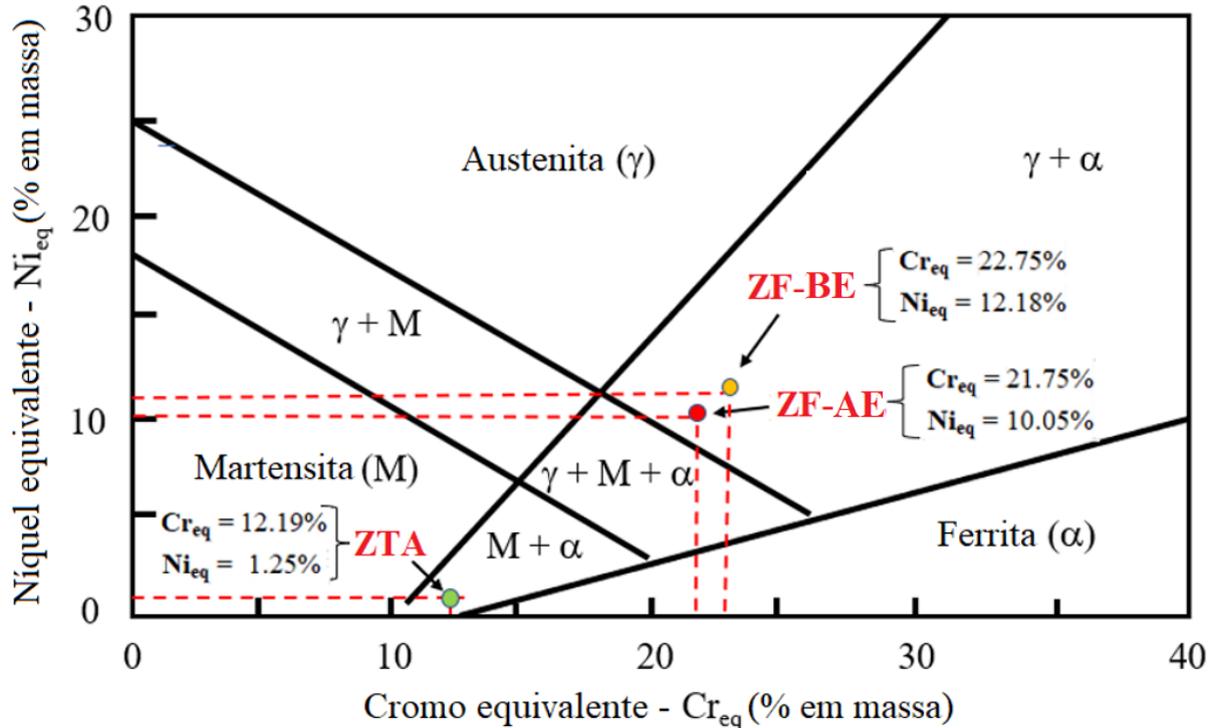
Observa-se no metal base uma predominância de fase magnética, o que era esperado devido à maior presença de ferrita. É possível que a presença de martensita, que também é magnética, tenha contribuído para esse resultado. Já nas zonas fundidas de ambas as soldas (alta e baixa energia), foi observada uma menor fração de fase magnética, devido à presença de austenita proveniente da diluição do arame austenítico na poça de fusão durante a soldagem. Vale destacar que a ZF-BE apresentou uma maior fração volumétrica de fase magnética em comparação com a ZF-AE, devido à menor taxa de deposição de arame austenítico na ZF-BE, em razão da maior velocidade de deslocamento da tocha. No entanto, não foram realizadas medições de fase magnética na ZTA das soldas, devido às suas reduzidas dimensões. Seria importante considerar a realização dessas medições em futuros estudos, uma vez que a presença de fase magnética na ZTA pode indicar a ocorrência de transformações estruturais indesejáveis durante a soldagem, o que pode afetar negativamente a resistência e a durabilidade das soldas.

## 7.8- Previsão de microestruturas de soldas pelo diagrama de Schaeffler

Na Figura 41 apresentam-se os pontos de previsões de microestruturas nas regiões das juntas soldadas, utilizando-se o diagrama de Schaeffler. Nos pontos plotados de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  da zona fundida da solda de baixa energia (ZF-BE), zona fundida da solda de alta energia (ZF-AE) e zona termicamente afetada (ZTA), são reveladas as respectivas microestruturas. Nesse caso, na ZF-BE e ZF-AE observa-se a existência de austenita + ferrita e na ZTA ferrita + martensita. Importante observar

que as microestruturas observadas experimentalmente, conforme apresentado na Figura 28 e Figura 29, são compatíveis com aquelas obtidas por simulação utilizando-se o diagrama de Schaeffler.

Figura 41 - Diagrama de Schaeffler com previsão de microestrutura das soldas.



Fonte: Próprio Autor (2023).

Os valores de Cr<sub>eq</sub> e Ni<sub>eq</sub> na ZF-BE, ZF-AE e ZTA foram calculados utilizando-se as Equações 1 e 2, respectivamente.

$$Ni_{eq} = Ni + Co + 30C + 25N + 0.5Mn + 0.3Cu \quad (\text{Equação 3})$$

$$Cr_{eq} = Cr + 2Si + 1.5Mo + 5V + 5.5Al + 1.75Nb + 1.5Ti + 0.75W \quad (\text{Equação 4})$$

As composições químicas das ligas produzidas na ZF-BE e ZF-AE foram calculadas a partir das respectivas diluições nas soldas (ZF-BE = 27%; ZF-AE = 37%), considerando-se as composições químicas do metal base e do arame de solda empregado.

## 8 – Conclusões

A partir dos resultados encontrados concluiu-se que:

- A soldagem de alta energia demonstrou valores superiores de resistência ao impacto tanto na zona fundida (ZF) como na zona termicamente afetada (ZTA), em comparação com as mesmas regiões da soldagem de baixa energia e do metal base (MB).
- Ambas as soldagens apresentaram um crescimento significativo de grão da ferrita na ZTA.
- A morfologia da microestrutura na ZTA das soldagens evidenciou a presença de agulhas de martensita nos contornos de grão da ferrita.
- Nas fraturas de tração e impacto, foi observada a presença de uma trinca secundária na região central da chapa, indicando a existência de segregação de fase de baixa resistência ou impurezas.
- Em ambos os casos (alta energia e baixa energia), o perfil de microdureza das soldagens revelou maiores valores na ZTA do que na ZF.
- A ferritoscopia demonstrou que as ZTAs de ambas as soldagens apresentaram os menores números de ferrita.

## **9 – Sugestões para trabalhos futuros**

- Realizar estudos de resistência à fadiga de soldas do aço UNS S41003 em meio neutro e em meio corrosivo, contendo íons cloreto.
- Realizar estudos de desgaste por abrasão e corrosão em soldas do aço UNS S41003 utilizando meio contendo uma mistura aquosa de areia, brita e cimento.
- Realizar estudos de desgaste por abrasão e corrosão em soldas do aço UNS S41003 utilizando um meio contendo caldo de cana-de-açúcar com particulados dispersos de areia e argila.

## Referências

ADACHI, T.; WANG, Y. Espectroscopia de pente duplo resolvido por momento angular orbital para estudos de materiais topológicos. In: **CONFERÊNCIA SOBRE LASERS E ELETRO-ÓPTICA, OSA Technical Digest (Optica Publishing Group, 2019)**, SM2H.8, 2019.

ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. CRC press, 2017.

APERAM. **410D para taliscas de esteiras transportadoras Aço Inoxidável Ferrítico**. 2022.

(acessado 07/06/2022: <https://www.aperam.com/sites/default/files/documents/A%C3%A7o-Ferr%C3%ADtico-410-Taliscas.pdf>).

ASTM A890/A890M – 13. **Standard specification for castings, iron-chromium-nickel-molybdenum corrosion-resistant, duplex (austenitic/ferritic) for general application**. West Conshohocken: ASTM International, 2013.

ASTM E23 – 16b – **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, 2005.

ASTM E8/E8M. ASTM E8/E8M-09. **Annual book of ASTM standards. Metals Test Methods and Analytical Procedures**, 2010.

ASTM E112-96. **Standard test methods for determining average grain size**. 1996.

BARRA, S. R.; BUSCHINELLI, A. J. A. Avaliação dos Efeitos Metalúrgicos da Distância Entre Pulsos e do Desnível Térmico na Soldagem MIG/MAG Com Pulsação Térmica. In: **CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, 29., 2003, São Paulo**. Anais do XXIX Congresso Nacional de Soldagem - CONSOLDA, 2003.

BAUCCIO, M. **Properties and applications of structural materials**. In: BAUCCIO, M. ASM Reference Book. 3rd ed. Ohio: ASM, 2007, p. 112-246.

BHADESHIA, H. K. D. H. e HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: Microstructure and Properties**. 4a ed., Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017.

BILMES, P.; SOLARI, M.; LLORENTE, C. Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr–NiMo martensitic steel weld metals. **Materials Characterization**, v. 46, n. 4, p. 285–296, abr. 2001.

BOTTON, T. **Estudo comparativo da Resistencia à corrosão em meio ácido e em meio contendo cloreto dos aços inoxidáveis UNS S30403 e UNS S31603, obtidos por laminação a quente.** Dissertação de Mestrado – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

CARBÓ, H. M. **Aço Inoxidável: Aplicações e Especificações.** São Paulo: Acesita, 2008.

CAMPBELL, R. D. Ferritic Stainless-Steel Welding Metallurgy. **Key Engineering Materials**. V. 69-70, p.167-216, 1992.

CASHELL, K. A., BADOO, N. R, Ferritic stainless steels in structural applications. **Thin-Walled Structures**, 83, 169–181. <https://doi.org/10.1016/J.TWS.2014.03.014>, 2014.

CASSARIN, Samuel José. **Manufatura mecânica: Soldagem**, Londrina-PR, Editora e distribuidora S.A, 2018.

CHERUVATHUR, S., Lass, E. A., & Campbell, C. E; Additive Manufacturing of 17-4 PH Stainless Steel: Post-processing Heat Treatment to Achieve Uniform Reproducible Microstructure. **JOM**, 68(3), 930–942. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1754-4>, 2016.

COBB, H. M. **Steel Products Manual: Stainless Steel.** Warrendale: Iron and Steel Society, 1999.

CONCHELLO, JA.; LICHTMAN, J. Microscopia de corte óptico. **Métodos Nat**, v. 2, p. 920-931, 2005. Disponível em: <https://doi.org/10.1038/nmeth815>.

COSTA, R. J. G.; ALVES, H. J. B.; OLIVEIRA, T. R.; GONZALEZ, B. M. Efeito do nióbio no comportamento microestrutural do aço inoxidável ASTM 409 bi estabilizado ao Ti e Nb em comparação a um aço ASTM 409 mono-estabilizado ao Ti. **In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 71. & ENEMET - ENCONTRO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA METALÚRGICA, DE MATERIAIS E DE MINAS, 16., 2016, Rio de Janeiro.** Anais do 71º Congresso Anual da ABM - Internacional e do 16º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de

Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 2016.

DAK, G.; PANDEY, C. A critical review on dissimilar welds joint between martensitic and austenitic steel for power plant application. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 58, p. 377-406, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/J.JMAPRO.2020.08.019>.

DALMAU, A.; RICHARD, C.; IGUAL-MUÑOZ, A. Degradation mechanisms in martensitic stainless steels: Wear, corrosion and tribocorrosion appraisal. **Tribology International**, v. 121, p. 157-177, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.01.036>.

DANI, M. et al. Effect of spark plasma sintering (SPS) at temperatures of 900 and 950°C for 5 minutes on microstructural formation of Fe-25Ni-17Cr austenitic stainless steel. **International Journal of Emerging Trends in Engineering Research**, v. 8, n. 8, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.30534/ijeter/2020/124882020>.

DAVIS, J.R. **ASM Specialty Handbook Stainless Steels. Russel Township**, condado de Geauga, Ohio, EUA: ASM International, 1994.

DE LACERDA, J. C. ; FREITAS, L. L. ; BRITO, R. F. ; MOURA FILHO, F. ; TEIXEIRA, R. L.P. Comparative Study Between Sensitization Degree of the 0.4% Mo Austenitic Stainless Steel and UNS S31803 Duplex Stainless Steel. **Materials Research**, v. 24, p. 1/e20200408-7, 2021.

DE LACERDA, J. C.; CÂNDIDO, L. C.; GODEFROID, L. B. Effect of volume fraction of phases and precipitates on the mechanical behavior of UNS S31803 duplex stainless steel. **International Journal of Fatigue**, v. 74, p. 81-87, 2015.

ERDMAN, N., Bell, D. C., & Reichelt, R, Scanning **electron microscopy**. In *Springer Handbooks* (pp. 229–318). Springer. [https://doi.org/10.1007/978-3-030-00069-1\\_5](https://doi.org/10.1007/978-3-030-00069-1_5), 2019.

ESAB MIG, Welding **Handbook – ESAB Welding & Cutting Products**, 2005.

FARIA, G. L. et al. Effect of martensite volume fraction on the mechanical behavior of an UNS S41003 dual-phase stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 797, 2020.

FERRANTE, M. Seleção de Materiais. 2ª ed. São Carlos: UFSCAR, 2002.

GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime A; SANTOS, Carlos A; **Ensaaios de Materiais**. 2.ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2012.

GNAPOWSHI, S.; KALINOWSKA-OZGOWICZ, E.; SNIADKOWSKI, M.; PIETRASZEK, A. **Os efeitos dos parâmetros de deformação a quente no tamanho de grãos de austenita recristalizados dinamicamente de aço HSLA**. [https://doi: 10.20944/preprints201907.0096.v1](https://doi.org/10.20944/preprints201907.0096.v1), 2019.

GORDON, W.; BENNEKOM A. Review of stabilization of ferritic stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 12, p. 126-131, 1996.

GOUVEIA, R. R. DE. **A influência da temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda na soldagem multipasse do aço inoxidável martensítico CA6NM pelo processo TIG**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Paraná, Curitiba - PR, 2008.

GUERRA, C. et al. Corrosion analysis of AISI 430 stainless steel in the presence of Escherichia coli and Staphylococcus aureus. **Corrosion Science**, v. 181, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.109204>.

ISSF. 2007. **A solução Ferrítica – Guia essencial para o aço inoxidável ferrítico**. International Stainless Steel Forum (ISSF), disponível em <http://www.nucleoinox.org.br>; acessado em 11/07/2022.

KAH, D. H.; DICKINSON, D. W. Weldability of ferritic stainless steels. **Welding Journal**, v. 60, n. 8, p. 135-142, ago. 1981.

KRISHNAN, T. M.; BALAMURUGAN, C.; DINAHARAN, I.; PALANIVEL, R. Influence of arc duration on microstructure and tensile behavior of magnetically impelled arc butt welded AISI 409 ferritic stainless-steel tubes. **Materials Science and Engineering: A**, v. 831, 142257, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142257>.

LAUKKANEN, A.; UUSIKALLIO, S.; LINDROOS, M.; ANDERSSON, T.; KÖMI, J.; PORTER, D. Micromechanics driven design of ferritic–austenitic duplex stainless-steel microstructures for improved cleavage fracture toughness. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 253, 107878, 2021.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. New Jersey: Wiley-Interscience, 2005. 357 p.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, v. 65, n. 4-6, p. 39-104, 2009. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/J.MSER.2009.03.001>.

MACHADO, I. G. Novos paradigmas para especificação de juntas soldadas. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 3, p. 278-288, jul. /set. 2012.

MACHADO, I. G. **Condução de Calor na Soldagem: Fundamentos e Aplicações**, Porto Alegre, 2000.

MARIÓ, Héctor Carbó. **Aços inoxidáveis: aplicações e especificações**. ArcelorMittal, 2008. Disponível em: <http://produtos.arcelormittal.com.br>.

MARQUES, Paulo Villani, MODENEZI, José, BRACARENCE, Alexandre Queiros, **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**, 3ª edição, Belo Horizonte, 2009;

MASUMURA, T., TAKAKI, S., TSUCHIYAMA, T. Estimation of elastic stiffness in austenitic stainless steels. **Zairyo/Journal of the Society of Materials Science**, Japan, v. 70, n. 1, p. 9-13, 2021.

MENG, Wei; XU, Z.; MA, Q.; YIN, X.; FANG, J. Pulse fiber laser welding of AISI 321-AISI 405 stainless steel thick plates butt joints. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 266, p. 511-522, 2019. <http://doi: 10.1016/j.jmatprotec.2019.04.013>.

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K. **Mechanical Behavior of Materials**. New Jersey: Prentice Hall, 1999. 680 p.

MODENESI, P.J. **Estudo da Soldabilidade e das Propriedades Estruturais e Mecânicas da Zona Fundida dos Aços Inoxidáveis Ferríticos a 17% Cr com Nióbio**. 1983. 227p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1983.

MOHAMMED, A.; ABDULLAH, A. **Scanning Electron Microscopy (SEM): A Review**. International Conference on Hydraulics and Pneumatics – HERVEX, Romania, 2019.

MORAIS, N. W. S.; VIANA, N. F.; ABREU, H. F. G. Efeito da laminação e tração a frio na resistência à corrosão do aço AISI 304. **In: 65º Congresso Internacional da ABM, Rio de Janeiro**, julho 2010.

MONTEIRO, R. Z.; BRUNA, G. C. O aço inoxidável em cozinhas profissionais. **In: Anais do 7º Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável, São Paulo**, 2004.

MULLER, Arno. **Solidificação e análise térmica dos metais**. 3ª ed. São Paulo: Hemus, 2010. 192 p. Série Materiais, v. 7.

NBR ISO 6507-1: **Materiais metálicos - Ensaio de dureza Vickers - Parte 1: Método de ensaio**. Rio de Janeiro, 2019.

NBR ISO 6892-1: **Materiais Metálicos – Ensaio de Tração, Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente**. Rio de Janeiro, 2013. 70 p, 2015.

NICHOL, T.J.; DATTA, A.; AGGEN G. Embrittlement of Ferritic Stainless Steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 11A, p. 573-585, 1980.

PADILHA, A. F.; RIOS, P.R. Decomposition of Austenite Stainless Steels. **ISIJ International, Tokyo**, v. 42, n. 3, p. 325-337, 2002.

PADILHA, Ângelo Fernando, MACHADO, Izabel Fernanda, KLIAUGA, Andréa Madeira. Efeito da difusão de nitrogênio na microestrutura e na microtextura de um aço inoxidável dúplex ferrítico-austenítico. **In: I WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO, 2001, São Paulo**. Anais do I Workshop sobre Textura e Relações de Orientação. São Paulo: EDUSP, 2001. p. C23-C40.

PATRA, S., AGRAWAL, A., MANDAL, A., PODDER, A. S. Characteristics and Manufacturability of Duplex Stainless Steel: A Review. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 74, n. 5, p. 1089-1098, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s12666-021-02278-7>.

POORHAYDARI, K.; PATCHETT, B. M.; IVEV, D. G. Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness. **Welding Journal**, v. 84, n. 10, 2005.

RIJEZA METALURGIA. **Conheça mais sobre dureza Vickers**. 2022. Disponível em: <https://rijeza.com.br/blog/conheca-mais-sobre-a-dureza-vickers/>.

RUIZ-CATELL, P. **Scanning electron microscopy**. In: BOSSUAT, R.; HEYDEMANN, G.; WATT, A. (Ed.). *Between Making and Knowing: Tools in The History of Materials Research*. Singapore: World Scientific Publishing, 2020. p. 281-290. [https://doi: 10.1142/9789811207631\\_0044](https://doi.org/10.1142/9789811207631_0044).

SHAN, Y et al. Mechanisms of Solidification Structure Improvement of Ultra-Pure 17 wt% Cr Ferritic Stainless Steel by Ti, Nb Addition. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 27, n. 4, p. 352-358, abr. 2011.

TAVARES, C. F. **Influência da composição química e da espessura da peça fundida na quantidade e distribuição de ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo.

TAVARES, S. S. M.; GUERREIRO, J. L.; Cortê, R. R. A. ; SOUZA, V. M.; PARDAL, J. M. Detecção de pequenos teores de fase sigma e avaliação de seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803. **Engevista (UFF)**, v. 8, p. 77-82, 2006.

THIELSCH, H. Physical and Welding Metallurgy of Chromium Stainless Steels. **Welding Journal**, v.30, p. 209-250, 1951.

VAHEDI, N.; GHAFFARI, M.; SALAHI, S.; NASIRI, A. Effects of post-printing heat treatment on the microstructure and mechanical properties of a wire arc additive manufactured 420 martensitic stainless-steel part. **Materials Science and Engineering: A**, v. 813, p. 141167, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2021.141167>.

VICENTE, André de Albuquerque. **Estudo da resistência à oxidação ao ar a altas temperaturas de um aço inoxidável austenítico microligado ao cério soldado pelo processo mig/mag com diferentes gases de proteção**. Tese (Doutorado em Engenharia Química) – Escola Politécnica, University of São Paulo, São Paulo, 2021. [https://doi: 10.11606/T.3.2017.tde-0509017-103140](https://doi.org/10.11606/T.3.2017.tde-0509017-103140). Acesso em 05-01-2022.

ZHANG, D., LIU, A., YIN, B., WEN, P. Additive manufacturing of duplex stainless steels - A critical review. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 73, p. 496-517. 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.11.036>.

ZHENG, H., YE Xiaoning, JIANG L., WANG B., LIU Z., WANG G., et al. Study on microstructure of low carbon 12% chromium stainless steel in high temperature heat-affected zone. **Materials & Design**, v. 31, n. 10, p. 4836-4841, 2010.

ZHOU, L., CAI, M., TONG, T., WANG, H. Progress in the correlative atomic force microscopy and optical microscopy. **Sensors (Switzerland)**, v. 17, n. 4. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/s17040938>.