

UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL
ÁREA DO CONHECIMENTO DE CIÊNCIAS EXATAS E ENGENHARIAS

EDUARDO FELIPPE TURELLA

**EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM SOBRE A ZONA TERMICAMENTE
AFETADA DE UM AÇO AVANÇADO DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA**

CAXIAS DO SUL

2022

EDUARDO FELIPPE TURELLA

**EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM SOBRE A ZONA TERMICAMENTE
AFETADA DE UM AÇO AVANÇADO DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA**

Trabalho de conclusão de curso apresentado à
Universidade de Caxias do Sul como requisito
parcial à obtenção do grau de Engenheiro
Mecânico. Área de concentração: Processo de
Fabricação por Soldagem

Orientador Prof. Me. Victor Hugo Velazquez
Acosta.

CAXIAS DO SUL

2022

EDUARDO FELIPPE TURELLA

EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM SOBRE A ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE UM AÇO AVANÇADO DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA

Trabalho de conclusão de curso apresentado à Universidade de Caxias do Sul como requisito parcial à obtenção do grau de Engenheiro Mecânico. Área de concentração: Processo de Fabricação por Soldagem

Aprovado em 29/11/2022.

Banca Examinadora:

Prof. Me. Victor Hugo Velazquez Acosta
Universidade de Caxias do Sul – UCS

Prof. Dr. Rodrigo Panosso Zeilmann
Universidade de Caxias do Sul – UCS

Prof. Dr. Alexandre Vieceli
Universidade de Caxias do Sul – UCS

AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar a Deus por permitir trilhar minha jornada acadêmica, por sempre me iluminar e me dar forças para continuar em frente.

A minha mãe Juceli Domingas Felipe Turella, que apesar de tão pouco convívio, me ensinou a ter valores e ser a pessoa que sou hoje. Sei que mesmo de longe você participa de cada segundo de minha jornada. Mãe te amo mais que tudo nesta vida.

Ao meu pai Alfredo Turella, por me incentivar incondicionalmente e acreditar no meu potencial, além de me ensinar importantes valores que me fizeram ser a pessoa que sou hoje.

Ao professor orientador e amigo Sr. Victor Hugo Velazquez Acosta pela confiança depositada em mim e por sua dedicação, auxílio e tempo disponibilizados para a execução deste projeto.

A empresa Hyva do Brasil, por disponibilizar sua estrutura para desenvolvimento deste projeto. Além de meus colegas, gestores e amigos por sempre me incentivarem nessa caminhada e torceram por meu sucesso, meus sinceros agradecimentos.

Aos meus amigos e demais familiares que sempre torceram pelo meu sucesso, meus sinceros agradecimentos.

RESUMO

Aços avançados de alta resistência mecânica (AHSS do inglês, *Advanced High Strength Steels*), são uma alternativa atraente em aplicações estruturais. Devido ao baixo teor de carbono e elementos de liga, os aços AHSS apresentam bons níveis de tenacidade e de resistência mecânica, além de boa soldabilidade, contudo, é possível fabricar componentes estruturais mais leves, permitindo assim a economia de combustível, acarretando na diminuição da emissão de dióxido de carbono expelido para a atmosfera, se tornando um material de construção ambientalmente correto. A boa combinação das propriedades mecânicas permite que o aço seja amplamente utilizado na indústria automotiva. Para tais aplicações, o processo de soldagem é inevitável, o qual produz alterações microestruturais localizadas e redução dos níveis de resistência mecânica, além de defeitos indesejáveis, que geram potenciais problemas de segurança e confiabilidade. Neste trabalho, estudou-se a influência do processo de soldagem por arco elétrico com atmosfera de proteção gasosa (GMAW) na zona termicamente afetada, alterando a microestrutura e propriedades mecânicas do aço DIN EN 10149-2 S700 MC, aplicando três energias de soldagem diferentes. Para isso, os corpos de prova após a soldagem foram estudados por meio de análises microestruturais e macroestruturais, ensaios de tração, dobramento e microdureza. Os resultados mostraram que houve um decréscimo na resistência a tração pós soldagem, devido a transformação de fase ocasionada pelo aquecimento da região de crescimento de grão, ou zona termicamente afetada. As amostras soldadas com maior energia apresentaram defeitos, como: falta de fusão e porosidade, o que compromete a integridade da estrutura.

Palavras-chave: Aços Avançados de Alta Resistência Mecânica, Soldagem, Energia de Soldagem.

ABSTRACT

Advanced High Strength Steels (AHSS) are an attractive alternative in structural applications. Due to the low content of carbon and alloying elements, AHSS steels have good levels of toughness and mechanical strength, in addition to good weldability, however, it is possible to manufacture lighter structural components, thus allowing fuel savings, resulting in a reduction in the emission of carbon dioxide expelled into the atmosphere, becoming an environmentally correct building material. The good combination of mechanical properties allows steel to be widely used in the automotive industry. For such applications, the welding process is inevitable, which produces localized microstructural changes and reduced levels of mechanical strength, in addition to undesirable defects, which generate potential safety and reliability problems. In this work, the influence of the electric arc welding process with shielding gaseous atmosphere (GMAW) in the heat-affected zone was studied, changing the microstructure and mechanical properties of steel DIN EN 10149-2 S700 MC, applying three different welding energies. For this, the specimens after welding were studied through microstructural and macrostructural analyses, tensile, bending and microhardness tests. The results showed that there was a decrease in the tensile strength after welding, due to the phase transformation caused by the heating of the grain growth region, or the thermally affected zone. The samples welded with higher energy showed defects, such as: lack of fusion and porosity, which compromises the integrity of the structure.

Keywords: Advanced High Strength Steels, Welding, Welding Energy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Relação entre alongamento total e tensão de escoamento.....	15
Figura 2 – Micrografia do aço DP.....	17
Figura 3 – Processo de soldagem GMAW.....	19
Figura 4 – <i>Stick-out</i> e perfil da gota transferido para poça de fusão.....	20
Figura 5 – Efeito do gás sobre o perfil do cordão de solda e penetração.....	21
Figura 6 – Modos de transferência metálica na soldagem GMAW.....	23
Figura 7 – Ciclo térmico dos metais submetidos ao processo de soldagem.....	25
Figura 8 – Regiões da solda por fusão.....	26
Figura 9 – Regiões formadas durante o processo de soldagem.....	27
Figura 10 – Ferrita alotriomorfa nucleada nos contornos de grão e ferrita idiomorfa.....	28
Figura 11 – Ferrita de widmanstätten em uma matriz martensítica.....	29
Figura 12 – Ferrita acicular desenvolvida em um processo de resfriamento contínuo.....	30
Figura 13 – Martensita em formato de ripas e placas.....	31
Figura 14 – Bainita superior e inferior.....	31
Figura 15 – Posição de soldagem plana (1G).....	35
Figura 16 – Fonte de solda, trator de solda e unidade de refrigeração.....	36
Figura 17 – Esquema do modelo de junta com chanfro e nariz.....	36
Figura 18 – Função do cobre-junta cerâmico na posição de soldagem 1G.....	37
Figura 19 – Corpo de prova e cobre junta cerâmico.....	37
Figura 20 – Função do babeiro na soldagem dos corpos de prova.....	38
Figura 21 – Remoção das amostras para ensaios.....	38
Figura 22 – Dimensões do CP para ensaio de tração.....	39
Figura 23 – Dimensional do CP para ensaio de dobramento.....	40
Figura 24 – Ensaio de dobramento face e raiz do corpo de prova soldado.....	41
Figura 25 – Revelação da face e raiz do cordão de solda.....	42
Figura 26 – Ensaio de dobramento para face e raiz.....	42
Figura 27 – Amostra preparada para ensaio de caracterização.....	44
Figura 28 – Ensaio de tração x metal base.....	47
Figura 29 – Rompimento das amostras na ZTA.....	48
Figura 30 – Rompimento na zona fundida (ZF).....	49
Figura 31 – Falta de fusão da amostra soldada com energia maior.....	49
Figura 32 – Porosidade no cordão de solda a) CP 8, b) CP 9.....	50
Figura 33 – Amostra com rompimento no cordão de solda.....	52

Figura 34 – Amostra pós dobramento de face e raiz sem defeitos	52
Figura 35 – Macrografia da amostra com energia menor	53
Figura 36 – Macrografia da amostra com energia meio	54
Figura 37 – Macrografia da amostra com energia maior	54
Figura 38 – Micrografias encontradas na amostra soldada com energia meio, a) metal de base (1000X), b) zona termicamente afetada (400X), c) região de refino de grão (400X), d) região de transição entre ZTA e ZF (400X).....	55
Figura 39 – Microestrutura (1000X) metal de base de: a) ferrita, e b) segunda fase	56
Figura 40 – Microestrutura da região de crescimento de grão com: a) 100X e b) 400X.....	56
Figura 41 – Microestrutura da região de refino de grão ou normalização (400X).....	57
Figura 42 – Região de transição: a) metal de solda p/ b) região de crescimento de grão (50X)	58
Figura 43 – Ensaio de microdureza Vickers	59

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química Aço S700 MC	17
Tabela 2 – Características dos tipos de transferências metálicas	23
Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço S700 MC	32
Tabela 4 – Propriedades mecânicas arame ER 110S-G.....	33
Tabela 5 – Parâmetros de processo aplicados nos corpos de prova.....	34
Tabela 6 – Parâmetros geométricos da junta.....	36
Tabela 7 – Resultados de resistência mecânica obtidos nos ensaios de tração	47
Tabela 8 – Resultados obtidos nos ensaios de dobramento de face e raiz	51
Tabela 9 – Resultados de microdureza Vickers.....	58

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i> (Aço Avançado de Alta Resistência Mecânica)
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i> (Sociedade Americana de Engenheiros Mecânicos)
CP	<i>Complex-Phase</i> (Aço de Fase Complexa)
CPs	Corpos de Prova
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i> (Instituto Alemão de Normalização)
DP	<i>Dual-Phase</i> (Aços de Fase Dupla)
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i> (Soldagem ao Arco Metálico com Proteção Gasosa)
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i> (Alta Resistência e Baixa liga)
LAMEC	Laboratório de Ensaios Mecânicos
LAMET	Laboratório de Ensaios Metalográficos
LRT	Limite de Resistência à Tração
MAG	<i>Metal Active Gas</i> (Gás Ativo Metálico)
MB	Metal de Base
MIG	<i>Metal Inert Gas</i> (Gás Inerte Metálico)
MS	<i>Martensitic Steel</i> (Aço Martensítico)
TRIP	<i>Transformation-Induced Plasticity</i> (Trasnformação de Fase Induzida por Deformação Plástica)
UCS	Universidade de Caxias do Sul
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

MPa	Mega Pascal
kJ/mm	Energia Térmica

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
1.2	JUSTIFICATIVA	12
1.3	OBJETIVOS.....	13
1.3.1	Objetivo geral	13
1.3.2	Objetivos específicos	13
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
2.1	AÇOS.....	14
2.1.1	Aços de alta resistência mecânica	15
2.1.2	Aços bifásicos (do inglês, <i>Dual-Phase</i>) - DP	16
2.1.3	Composição química do aço S700 MC	17
2.2	SOLDAGEM.....	18
2.2.1	Soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa	18
2.2.2	Efeito do gás de proteção e vazão	20
2.2.3	Modos de transferência metálica	21
2.3	METALURGIA DA SOLDAGEM.....	23
2.3.1	Energia de Soldagem	24
2.3.2	Macroestruturas do processo de soldagem por fusão	26
2.3.3	Microestrutura de juntas soldadas em aço avançado de alta resistência	27
2.3.3.1	Ferrita alotriomorfa e idiomorfa	28
2.3.3.2	Ferrita Widmanstätten	28
2.3.3.3	Ferrita acicular	29
2.3.3.4	Martensita	30
2.3.3.5	Bainita	31
3	MATERIAIS E MÉTODOS	32
3.1	METAL DE BASE.....	32
3.2	METAL DE ADIÇÃO.....	32
3.2	GÁS DE PROTEÇÃO	33
3.3	PARÂMETROS DO PROCESSO	33
3.4	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	36
3.5	ENSAIOS DE QUALIFICAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM.....	39
3.5.1	Ensaio de tração	39
3.5.2	Ensaio de dobramento	40

3.6	ENSAIO DE CARACTERIZAÇÃO.....	42
3.6.1	Macrografia	43
3.6.2	Micrografia	44
3.6.3	Microdureza Vickers	44
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	46
4.1	RESISTÊNCIA MECÂNICA DA JUNTA SOLDADA	46
4.1.1	Tração	46
4.1.2	Dobramento	51
4.2	ANÁLISE DA MACROGRAFIA.....	52
4.3	ENSAIO DE MICROGRAFIA	55
4.4	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS	58
5	CONCLUSÃO	60
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	61
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS	62

1 INTRODUÇÃO

Devido a evolução da manufatura e dos bens de consumo foi necessário o desenvolvimento de materiais que apresentassem alto desempenho mecânico. Dado isso surgiram os avançados de alta resistência, AHSS (do inglês, *Advanced High Strength Steels*). Inicialmente estes aços foram desenvolvidos para a utilização da indústria automobilística e tinham algumas funções principais como: diminuir o peso do veículo, melhorar a eficiência dos motores a combustão interna, obter a economia de combustível e diminuir a agressão ao meio ambiente através da diminuição do dióxido de carbono expelido dos motores (GORNÍ, 2008).

Os aços avançados de alta resistência são conhecidos especialmente por possuírem limite de resistência à tração (LRT) superiores a 500 MPa e microestruturas complexas de diferentes fases com ferrita, martensita, bainita e austenita. Estes aços possuem uma alta capacidade de endurecimento resultando em um bom equilíbrio entre resistência e ductilidade, o que supera aços convencionais. Os aços avançados possuem diferentes classes conforme métodos de fabricação, de modo que cada siderúrgica possui sua composição específica de carbono e elementos de liga (DEMÉRI, 2013).

O processo de soldagem ao arco elétrico com atmosfera de proteção gasosa, GMAW (do inglês, *Gas Metal Arc Welding*), é um processo que utiliza gás de proteção na poça de fusão para evitar contaminações atmosféricas. Esse gás pode ser inerte ou ativo, caracterizando assim os processos de MIG (do inglês, *Metal Inert Gas*) e MAG (do inglês, *Metal Active Gas*), respectivamente (DEMÉRI, 2013; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

O processo GMAW consiste em unir chapas de metal através de aquecimento produzido por um arco elétrico estabelecido entre o arame eletrodo e a peça de trabalho. O aquecimento gerado através do arco elétrico é usado para fundir as peças a serem unidas junto ao arame eletrodo, que por sua vez é transferido para a junta formando o cordão de solda (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

1.2 JUSTIFICATIVA

Nos dias atuais, os aços avançados de alta resistência deixaram de ser de uso exclusivo da indústria automobilística, havendo uma proliferação para outros setores da indústria como um todo, apresentando ganhos significativos em resistência e peso dos produtos. Dado isso, os aços de alta resistência estão presentes em implementos rodoviários, agrícolas, equipamentos de elevação de carga, dentre outros.

Com o aumento da utilização do aço avançado na indústria, é necessário avaliar o comportamento mecânico e metalúrgico do material quando submetido a soldagem. Dado isso, o trabalho irá avaliar a microestrutura e macroestrutura presente no metal de base, na ZTA e ZF, a soldabilidade do aço, o efeito da energia de soldagem além de ensaios mecânicos para avaliar seu comportamento pós processo de soldagem.

Após a avaliação dos resultados será possível identificar o quanto a energia de soldagem influencia e altera as propriedades mecânicas e microestruturais da junta.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Objetivo geral

O objetivo geral é analisar o processo pós soldagem do aço avançado de alta resistência mecânica S700 MC, avaliado a energia de soldagem presente na transferência metálica por arco pulsado e com base nos ensaios avaliar as propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta soldada.

1.3.2 Objetivos específicos

A fim de atender o objetivo geral do trabalho, foram definidos os seguintes objetivos específicos:

- desenvolver uma metodologia de análises de juntas soldadas;
- estabelecer três parâmetros de soldagem e compará-los entre si;
- desenvolver corpos de provas soldados para análises;
- analisar os resultados dos ensaios mecânicos e metalúrgicos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo serão apresentados estudos e teorias relacionados à área de soldagem. Em primeiro momento serão levantados estudos voltados a análise do aço e posteriormente uma revisão bibliográfica do processo e comportamento da soldagem.

2.1 AÇOS

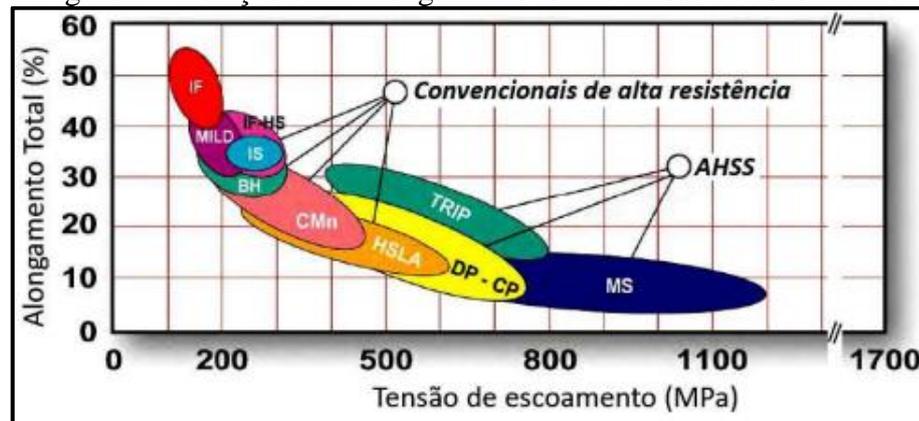
Os aços são compostos de ligas de ferro que possuem entre 0,008% a 2,11% de carbono. Em sua microestrutura é possível encontrar elementos de liga residuais como manganês, silício, fósforo e enxofre, em função da matéria-prima utilizada na fabricação do ferro gusa e do aço. Quando a liga apresentar teores de carbono superiores a 2,11% são chamadas de ferros fundidos. As ligas de ferro-carbono são subdivididas em baixo teor de carbono quando apresentam teores até 0,2%, médio carbono quando apresentam teores entre 0,2% a 0,5% e alto carbono quando apresentam teores acima de 0,5% (CHIAVERINI, 1986; CALLISTER, 2002).

Os elementos de liga são introduzidos para se buscar características especiais nos aços, e essas características são atingidas a partir da adição de teores variáveis dos mesmos. Nos dias atuais, buscam-se aços que tenham melhores propriedades mecânicas, como: elevada dureza e alta resistência a tração. De modo geral, ao introduzir elementos de liga, visam-se atingir alguns objetivos (CHIAVERINI, 1986; SOUZA, 1989):

- a) alterar propriedades mecânicas;
- b) usinabilidade;
- c) temperabilidade;
- d) capacidade de corte;
- e) resistência ao desgaste;
- f) resistência a corrosão;
- g) resistência a oxidação.

Conforme Figura 1, é possível identificar os diferentes comportamentos entre alongamento e tensão de escoamento de aços convencionais e aços avançados de alta resistência. De acordo com a Figura 1, é possível identificar que os aços avançados de alta resistência (AHSS) estão mensurados dentro de um *range* de limite de escoamento variando entre 350 à 1200 MPa. Outra informação demonstrada é que o alongamento é diretamente proporcional à tensão de escoamento do material.

Figura 1 – Relação entre alongamento total e tensão de escoamento



Fonte: Adaptado por Lajarin (2012 *apud* Iyengar, 2008).

2.1.1 Aços de alta resistência mecânica

Reduzir o peso do veículo é uma maneira mais eficaz e direta para otimizar o consumo de combustível, que por sua vez diminui a emissão de gases, reduzindo o efeito estufa. Os fabricantes automotivos devem equalizar os objetivos de economia de combustível e segurança contra colisões. As indústrias siderúrgicas aplicaram grandes investimentos em pesquisa e desenvolvimento na tentativa de atender os objetivos repassados pelos fabricantes de automóveis. Dado isso, surgiu o aço avançado de alta resistência (AHSS) que apresenta propriedades metalúrgicas únicas e métodos de processamento que permitem que as indústrias automotivas atendam requisitos de segurança, eficiência, peso, resistência, durabilidade e qualidade, atrelados a um custo relativamente baixo. É possível diminuir 25% do peso do automóvel e 14% do custo de fabricação quando os aços convencionais de uma carroceria com quatro portas são substituídos por aços AHSS (ZHAO; JIANG, 2018).

De acordo com a *World Steel Association* (2008), cada um quilograma de aço AHSS aplicado a uma carroceria de um automóvel para cinco passageiros, poderia alcançar uma economia no ciclo de vida de oito quilogramas de gases de efeito estufa (dióxido de carbono), que corresponde a uma redução de 5,7% na emissão de gases.

Os aços avançados de alta resistência contém duas ou mais fases, que geram maior resistência e ductibilidade não atingíveis em aços monofásicos, conhecidos como aços de alta resistência e baixa liga, HSLA (do inglês, *High Strength Low Alloy*). Os aços HSLA atingem a resistência mecânica através de solução sólida, já os aços AHSS são produzidos utilizando o processo termomecânico, que consiste em um processo de aplicação simultânea de aquecimento e arrefecimento em ciclos combinados com algum tipo de deformação, que tem por finalidade

alterar e refinar a microestrutura para se obter melhores propriedades mecânicas (WORLD AUTO STEEL, 2017; DEMERI, 2013).

Os aços AHSS são aços multifásicos e em sua microestrutura estão presentes ilhas de martensita, bainita e/ou austenita retida dispersa em uma matriz de ferrita dúctil, em quantidades e combinações para produzir uma variedade de propriedades mecânicas desejadas. A família dos aços AHSS é composta pelo DP (do inglês, *dual-phase*), CP (do inglês, *complex-phase*), TRIP (do inglês, *transformation-induced plasticity*) e MS (do inglês, *martensitic steel*) (DEMERI, 2013).

Os aços avançados de alta resistência apresentam comportamentos complexos, pois são materiais que possuem uma composição química bem específica, para atender os requisitos solicitados pela indústria automotiva em termos de economia e segurança. Contudo os aços AHSS estão mais presentes a cada dia na indústria devido a sua combinação única de excelente desempenho e custo competitivo (ZHAO; JIANG, 2018).

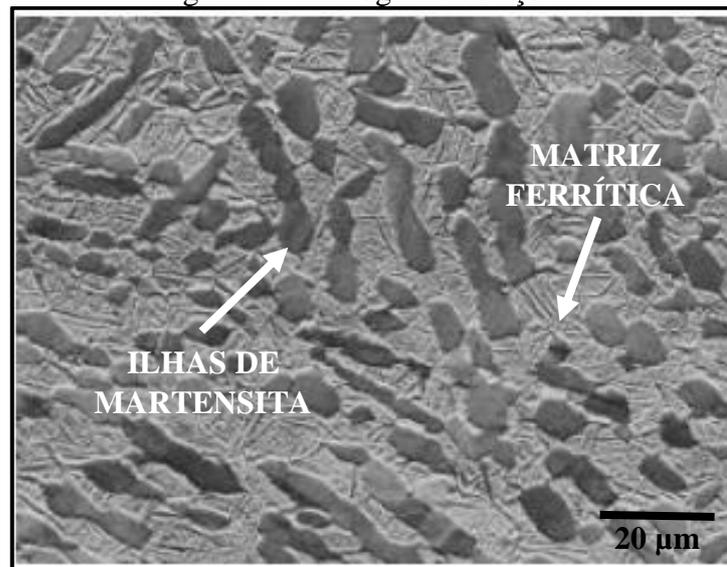
2.1.2 Aços bifásicos (do inglês, *Dual-Phase*) - DP

Os aços bifásicos que também são conhecidos como aço DP (do inglês, *Dual-Phase*), apresentam em sua microestrutura uma matriz ferrítica macia, contendo uma segunda fase de martensita dura em formato de ilhas. Nos aços DP a ferrita fornece uma excelente ductibilidade, enquanto as ilhas de martensita contribuem para a resistência, contudo quanto maior a fração de martensita, maior será a resistência. Tais combinações microestruturais permitem que o aço DP atinja níveis de resistência a tração de 500 à 1200 MPa (ZHAO; JIANG, 2018; DEMERI, 2013).

O processo de fabricação do aço DP é feito através de laminação a quente onde ocorre um resfriamento controlado da fase austenítica, que gera uma porção de ferrita antes do resfriamento acelerado que transforma o restante de austenita em martensita. Este processo siderúrgico de resfriamento controlado seguido por resfriamento acelerado pode gerar pequenas outras fases de bainita e/ou austenita retida no aço DP (DEMERI, 2013; ZHAO; JIANG, 2018).

Na Figura 2 está apresentado a micrografia de um aço DP, e nela se destacam a matriz ferrítica (partes claras) e as ilhas de martensita (partes escuras), ambas as microestruturas são formadas a partir do controle da temperatura na fase austenítica do aço.

Figura 2 – Micrografia do aço DP



Fonte: Adaptado de World Auto Steel (2017).

O aço S700 MC utilizado neste trabalho, descrito pela norma DIN EN 10149-2, é um aço bifásico o qual está registrado pela SSAB.

2.1.3 Composição química do aço S700 MC

Estruturas construídas com o aço AHSS S700 MC possuem alta relação de resistência-peso que se sobressaem ao comparar com aços ao carbono comuns. O processo de fabricação é do tipo termomecânico laminado a quente, que apresenta alto limite de elasticidade para conformações mecânicas a frio e boa soldabilidade. O aço apresenta um limite de escoamento mínimo de 700 MPa e limite de resistência a tração entre 750 à 950 MPa o que proporciona estruturas com maiores resistências mecânicas. O aço S700 MC é comercializado em formato de bobinas ou chapas tendo espessuras variando entre 2 a 16 mm. Dentre suas principais aplicações existem amplas variedades de peças e componentes críticos de sustentação de carga (SHAKIL; LU; PUTTONEN, 2020; SSAB, 2017).

O aço S700 MC possui porções volumétricas máximas e mínimas de elementos químicos, conforme apresentado na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química Aço S700 MC

Composição Química Aço EN 10149-2 S700 MC								
Carbono	Silício	Manganês	Fósforo	Enxofre	Alumínio	Nióbio	Vanádio	Titânio
C (Max %)	Si (Max %)	Mn (Max %)	P (Max %)	S (Max %)	Al tot (Min %)	Nb (Max %)	V (Max %)	Ti (Max %)
0,12	0,21	2,10	0,020	0,010	0,015	0,09	0,20	0,15

Fonte: Adaptado SSAB.

2.2 SOLDAGEM

Os métodos de união dos metais podem ser divididos em dois grandes grupos, os que são baseados nas forças macroscópicas, como os rebites e parafusos, e os que são baseados nas forças microscópicas interatômicas e intermoleculares, onde os mais conhecidos são o processo de brasagem, solda branda e soldagem (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

O processo de soldagem consiste em unir duas ou mais partes metálicas, utilizando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão. O resultado deste processo é conhecido como solda (WAINER; BRANDI; MELO, 2004).

A soldagem é um dos processos fundamentais para a fabricação e é usada para fabricar produtos desde cadeiras até estações espaciais. A soldagem necessita de profissionais com alto grau de qualificação, porém o processo de soldagem pode causar danos permanentes à saúde, atingindo principalmente o sistema respiratório e ocular (DINHAM; FANG, 2013).

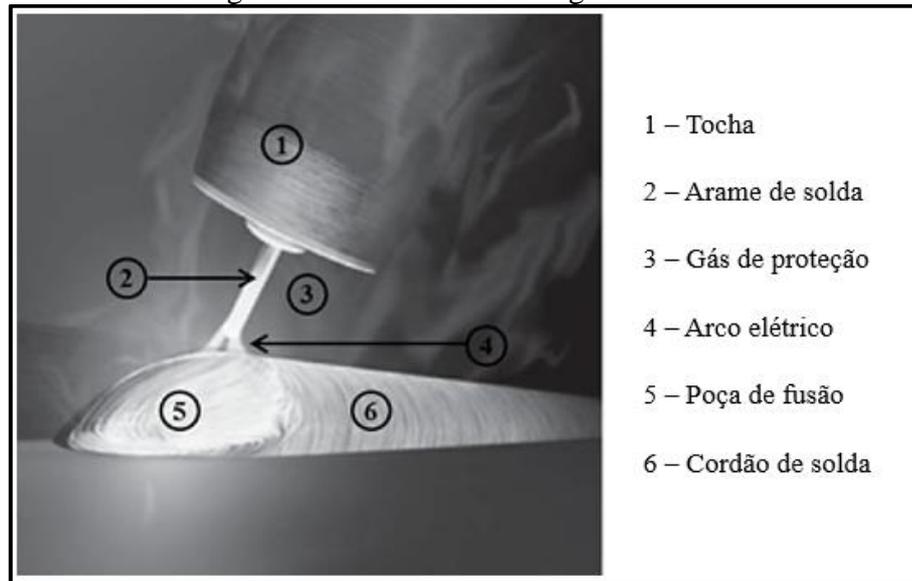
2.2.1 Soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa

A soldagem GMAW utiliza a energia do arco elétrico como fonte de calor conduzida pelo próprio eletrodo (arame) nu (sem revestimento) continuamente alimentado até alcançar o metal da base. Todo o calor gerado funde a extremidade do eletrodo que se deposita em formato de poça sobre a superfície do metal de base formando a solda. A proteção do arco elétrico e da região da solda contra contaminações decorrentes da atmosfera é feita por meio de um gás ou mistura de gases, que podem ser inertes ou ativos que são denominados MIG e MAG respectivamente (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009; SANTOS, 2015).

O processo GMAW é muito empregado no setor metalmeccânico desde empresas de pequeno à grande porte. Esta flexibilidade está atrelada aos seguintes fatores, como: o metal de solda é depositado com baixo conteúdo de hidrogênio (elemento responsável pela trinca induzida de hidrogênio nos aços), maior taxa de deposição, facilidade de operação e compatibilidade com robotização (MACHADO, 2007).

Na Figura 3 é possível se observar a deposição de um cordão de solda sobre um metal de base, com todos os componentes envolvidos na formação do arco elétrico. A tocha de soldagem (1) é responsável pela alimentação do metal de adição (2) e do gás de proteção (3), quando o metal de adição toca o metal de base acontece a formação do arco elétrico (4) e forma a poça de fusão (5) que gera o cordão de solda (6) (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Figura 3 – Processo de soldagem GMAW



Fonte: Adaptado de Santos (2015).

A soldagem pode ser realizada de forma automática (quando o deslocamento da tocha é executado mecanicamente por um equipamento) ou semiautomática (quando o deslocamento da tocha é feito pelo operador). Em ambas as condições, a alimentação de arame é feita com um mecanismo que mantém a alimentação contínua, para que haja um contato e uma deposição de material de forma uniforme sobre o metal de base. Como o arco elétrico é pequeno e localizado, a sua energia é mais alta e tal característica é importante para se ter uma maior diluição do metal de base (SANTOS, 2015).

Com a escassez de mão de obra qualificada juntamente com as crescentes demandas de produção no mercado global, foi dada oportunidade para a soldagem robotizada. Este processo automatizado tem sido usado principalmente em casos de produção em massa (DINHAM; FANG, 2013).

O processo de robotização é bastante atraente para soldagem GMAW, pois quando ajustado, possibilita a soldagem em todas as posições, tendo estabilidade de arco, produzindo pouca escória (não há envolvimento de fluxo), e em algumas situações é possível se dar simultâneos passes sem que ocorra limpeza prévia. A velocidade de soldagem é alta devido a alimentação contínua de eletrodo consumível, proporcionando menores distorções das peças (MACHADO, 2007; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

2.2.2 Efeito do gás de proteção e vazão

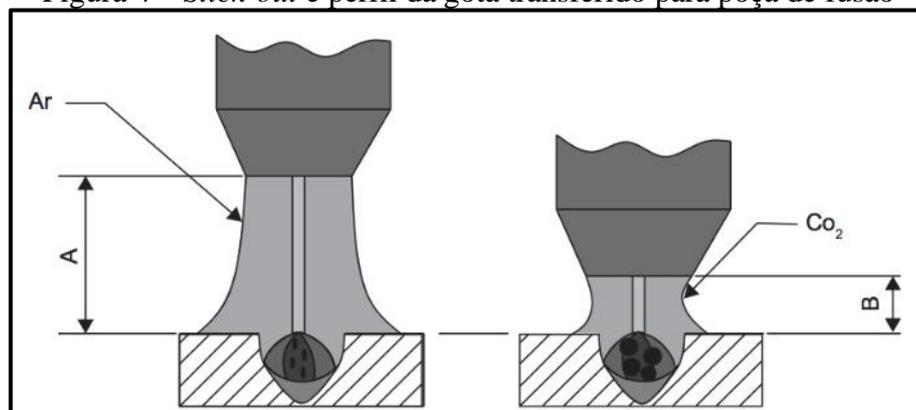
O gás de proteção é o principal elemento no processo de soldagem, pois o mesmo tem a função de proteger: as gotas de metal fundido, a poça de fusão e o arame de contaminações originadas por gases atmosféricos. Estes gases podem ser inertes ou ativos, ou ainda uma mistura de ambos, a alimentação do gás é feita de forma contínua, a partir do momento da abertura do arco elétrico. A composição destes gases tem papel importante no processo de soldagem, pois os efeitos provenientes dos gases de proteção afetam diretamente as características do arco e transferência metálica, da penetração, da largura e formato do cordão de solda, da velocidade máxima de soldagem, da tendência ao aparecimento de mordeduras e por fim do custo de operação (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009; SANTOS, 2015; DINHAM; FANG, 2013).

A vazão de gás no processo GMAW é expressa pela quantidade de litros de gás por minuto espalhado em torno da poça de fusão, em função da quantidade de corrente utilizada. Contudo, conforme maior a intensidade da corrente, maior deverá ser a vazão de gás de proteção no processo.

A altura entre o bocal de trabalho e o perfil da gota (do inglês, *Stick-Out*), é importante para se dar uma boa penetração para a junta.

Na Figura 4, utilizando o argônio no processo de soldagem se tem um *stick-out* (A) maior, pois o argônio proporciona um arco mais estável, um aumento da frequência de transferência de gotas e uma redução da frequência de curtos-circuitos entre as gotas e a poça de fusão. Já utilizando o dióxido de carbono, o *stick-out* (B) é menor pois o mesmo tem por característica um arco elétrico mais curto e concentrado oferecendo uma boa penetração (SANTOS, 2015).

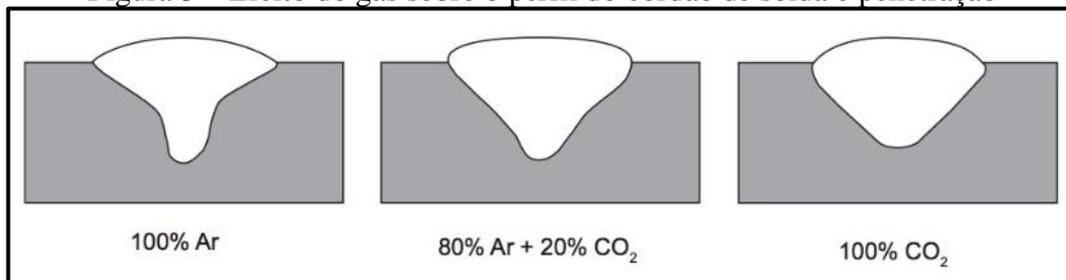
Figura 4 – *Stick-out* e perfil da gota transferido para poça de fusão



Fonte: Adaptado de Santos (2015).

Conforme a Figura 5, a utilização exclusiva de argônio proporciona uma penetração profunda no centro e baixa nas extremidades da junta. Com o dióxido de carbono se tem uma boa penetração no centro e nas extremidades com um bom alargamento lateral. Já na mistura de argônio e dióxido de carbono a penetração é profunda no centro e maior nas extremidades laterais. A escolha ideal do gás de proteção está atrelada a escolha do eletrodo consumível e do metal de base.

Figura 5 – Efeito do gás sobre o perfil do cordão de solda e penetração



Fonte: Adaptado de Santos (2015).

2.2.3 Modos de transferência metálica

Quando o arame (eletrodo) toca o metal de base, se inicia o arco elétrico. A temperatura do arco elétrico é maior do que a do ponto de fusão do eletrodo, fazendo com que o mesmo se funda e transfira gotas fundidas para a poça de fusão. Através do arco elétrico tem-se as transferências metálicas na forma de spray, globular, curto circuito ou arco pulsante (SANTOS, 2015).

O método de transferência metálica por curto-circuito (a) é utilizado para soldagem em todas as posições utilizando materiais com finas espessuras. Para este processo são utilizadas tensões baixas e uma menor velocidade de alimentação de arame eletrodo, deste modo é aplicado menos calor para o metal de base. A poça de fusão é menor e de fácil controle apresentando um resfriamento rápido. A ponta do eletrodo se funde ocasionando a gota, que tem seu tamanho aumentado até tocar a poça de fusão formando o curto-circuito. A gota é puxada para a poça de fusão devido a tensão superficial da mesma. A penetração é pequena, a poça de fusão é menor e há instabilidade do arco elétrico, caracterizando assim como método de transferência metálica mais suscetível a falta de fusão (SANTOS, 2015; RODRIGUES; CERSOSIMO, 2022; SCOTTI; PONOMAREV, 2014).

O método de transferência metálica por arco pulsado (b) é estável e uniforme, obtido através da pulsação da corrente em dois parâmetros, um inferior a corrente de transição e outro superior. A gota é gerada na ponta do arame eletrodo no período de tempo onde a corrente é

baixa, não havendo fusão, quando a corrente aumenta o seu valor a gota é despreendida e transferida para a poça de fusão. Com isso é possível se obter uma transferência com características similares a globular/pulverização, porém com corrente média menor, que por consequência gera uma menor quantidade de calor colocada no metal de base (SANTOS, 2015; RODRIGUES; CERSOSIMO, 2022; SCOTTI; PONOMAREV, 2014).

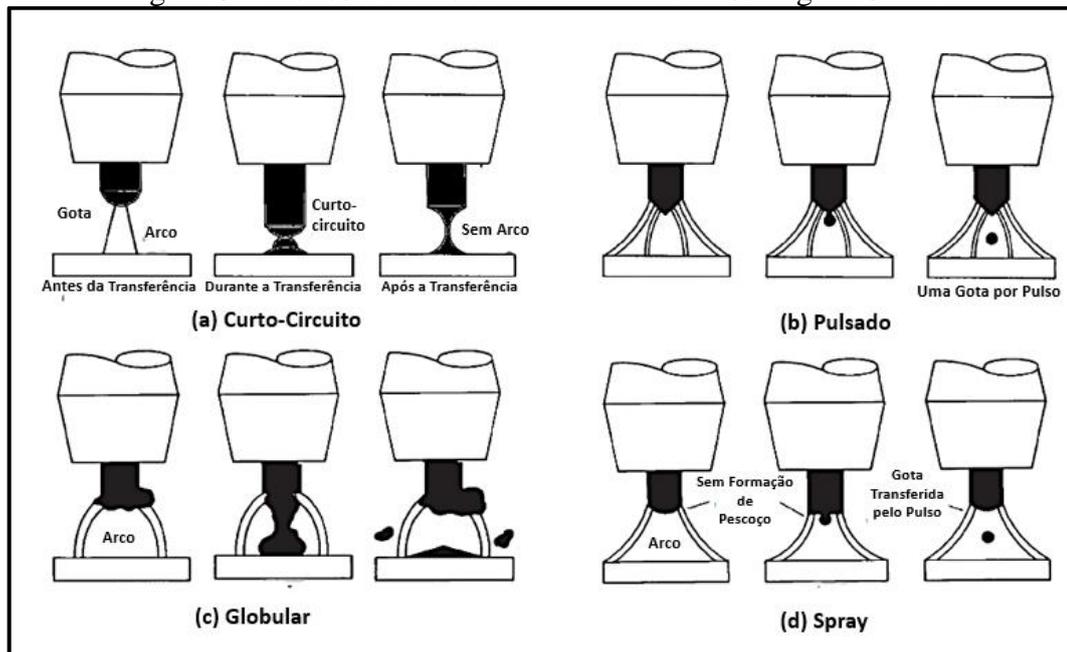
O método de transferência metálica globular (c) se assemelha ao curto-circuito, porém forma gotas com o diâmetro maior do que o próprio arame eletrodo. As gotas se despreendem do arame eletrodo e se depositam na poça de fusão através de forças gravitacionais. Para a gota ser gerada é necessário que haja uma velocidade de alimentação baixa do arame eletrodo, com baixos parâmetros de tensão e corrente, formando um arco elétrico curto e estável. Este tipo de transferência pode gerar uma baixa penetração e só pode ser executada na posição plana (SANTOS, 2015; RODRIGUES; CERSOSIMO, 2022; SCOTTI; PONOMAREV, 2014).

O método de transferência metálica spray (d) é utilizado em situações que demandem alta produtividade, principalmente para materiais mais espessos. Neste caso a tensão, a velocidade de alimentação do arame eletrodo e a corrente são mais elevadas. A proteção gasosa é indispensável para estabilizar o arco a uma alta energia, e deve-se ter uma mistura de gases (argônio e dióxido de carbono). O metal de base sofre um calor mais intenso, pois a poça de fusão é maior, por isso a soldagem no arco spray é adequada apenas para posição plana e horizontal. Deve-se ter um cuidado com a distorção do metal de base, por isso é indicado que haja um sequenciamento de soldagem, com função de dissipar o calor para assim evitar empenamentos (SANTOS, 2015; RODRIGUES; CERSOSIMO, 2022; SCOTTI; PONOMAREV, 2014).

As diferenças entre os métodos de transferência metálica são inúmeras, passando pela posição de soldagem, penetração, gás de proteção, energia de soldagem e estabilidade de arco. Porém quanto maior a energia de soldagem maior é o aporte térmico influenciando diretamente nas distorções e empenamentos.

A velocidade de soldagem é diretamente afetada com o método de transferência metálica, ao utilizar um método que possibilite aumentar a velocidade sem perder penetração se obtém o ponto chave das diferenças. Por isso o arco pulsado é utilizado em situações onde as distorções e empenamentos não são bem vindas, além da eliminação parcial ou total de respingos.

Figura 6 – Modos de transferência metálica na soldagem GMAW



Fonte: Adaptado de Silva *et al.* (2011).

Tabela 2 – Características dos tipos de transferências metálicas

Tipo de Transferência Metálica	Gás de Proteção	Posição de Soldagem	Energia de Soldagem (kJ/mm)	Penetração (mm)	Estabilidade do Arco
Curto-circuito	Todos	Todas	1,0	1,0	Ruim
Arco Pulsado	Misturas	Todas	1,2-1,6	1,2-1,6	Boa
Globular	Todos	Plana	1,2	1,2	Intermediário
Spray	Misturas	Plana Horizontal	1,8	1,8	Boa

Fonte: Adaptado Wainer (2004).

2.3 METALURGIA DA SOLDAGEM

A soldagem, como usualmente é conhecida, consiste em unir duas ou mais partes metálicas através de energia elétrica e eletrodo consumível. Devido a isso todo o material adjacente das regiões de soldagem são expostos a severos ciclos térmicos e transformações metalúrgicas complexas, bem como as deformações, empenamentos e tensões residuais. Todos estes fenômenos presentes tem profundas relações com a ductibilidade, defeitos de soldagem, surgimento de trincas, dentre outros, os quais são críticos e exercem grande influência na segurança de estruturas metálicas (OKUMURA; TANIGUCHI, 1982).

Existem fatores que devem ser considerados para o estudo da transferência de calor das juntas soldadas, descritos como: o aporte de energia ou de calor à junta soldada, rendimento térmico do arco elétrico, distribuição e picos de temperatura durante a soldagem (ciclos

térmicos), tempo de permanência em elevadas temperaturas e velocidade de resfriamento (WAINER; BRANDI; MELO, 2004).

Em sua grande maioria todos os processos de soldagem por fusão utilizam uma fonte de calor intensa e localizada. A soldagem ao arco elétrico, por sua vez, apresenta uma intensidade da ordem de $5 \times 10^8 \text{ W/m}^2$ e toda essa energia concentrada pode apresentar um alto gradiente térmico (10^2 a $10^3 \text{ }^\circ\text{C/mm}$), com variações bruscas de temperatura (até $10^3 \text{ }^\circ\text{C/mm}$). Todas estas variações térmicas representam uma grande variação na microestrutura e nas propriedades mecânicas (FIGUEIREDO, 2005).

2.3.1 Energia de Soldagem

Na grande maioria dos processos de soldagem tal como o processo GMAW a junta é soldada por meio de fusão, podendo apresentar elevadas temperaturas variando entre 2.000 a 20.000 $^\circ\text{C}$, de maneira concentrada. Essa grande quantidade de energia concentrada gera em pequenas regiões elevadas temperaturas, altos gradientes térmicos, além de extensas alterações de microestrutura e propriedades mecânicas. A soldagem por fusão gera uma alta temperatura, pois é necessário aquecer o metal de base até que o mesmo chegue ao seu ponto de fusão, fazendo assim a deposição do eletrodo consumível ao longo da junta, formando o cordão de solda. No cordão de solda acontece ciclos térmicos e isso afeta diretamente a região conhecida como zona termicamente afetada (ZTA). Todo esse fluxo de calor é dividido em duas etapas: fornecimento de calor à junta e dissipação deste calor para o metal de base (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Na primeira etapa, é importante mensurar o parâmetro de energia de soldagem, ou aporte térmico (do inglês, *Heat Input*), que é definido como a quantidade de energia fornecida à junta por unidade de comprimento da mesma. Para soldagem ao arco elétrico, o arco é considerado como a única fonte de calor, e sua energia de soldagem está descrita na equação 1 (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009; FIGUEIREDO, 2005).

$$E = \frac{U * I * 60}{v * 1000} \quad (1)$$

$$Q = \eta * E \quad (2)$$

Onde:

E : Energia do arco (kJ/mm)

U : Tensão (V)

I : Corrente (A)

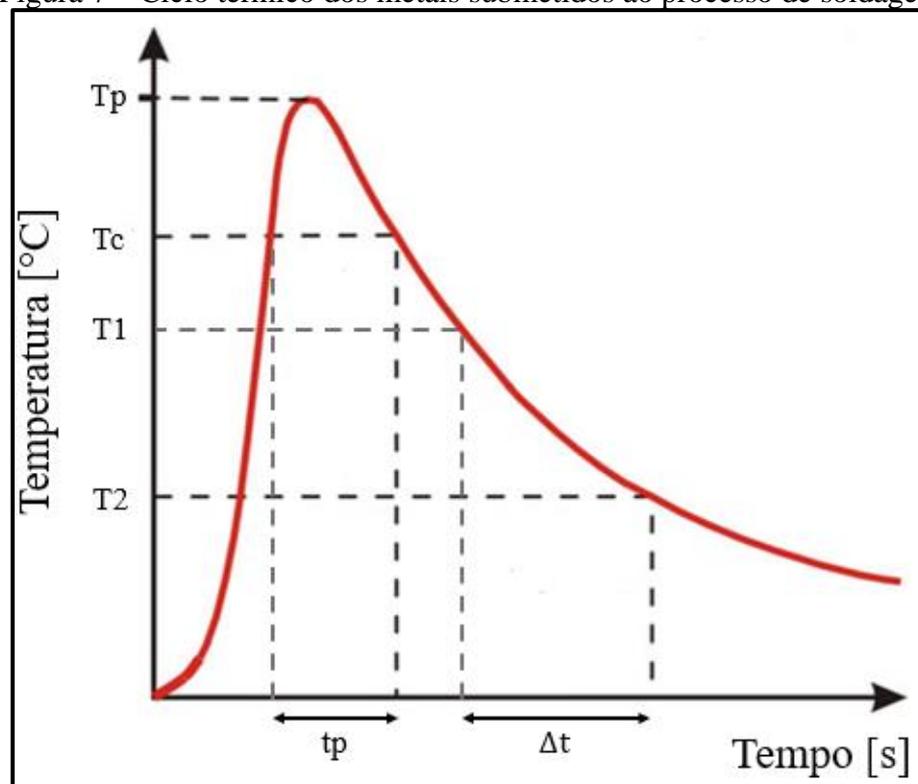
v : Velocidade de soldagem (mm/min)

Q : Aporte térmico (kJ/mm)

η : Eficiência

A dissipação de calor originado pela poça de fusão ocorre principalmente por condução da região aquecida para o restante do material. Tal fenômeno é caracterizado como ciclo térmico, representado esquematicamente na Figura 7. O ciclo térmico é dividido em três etapas, a primeira é o aquecimento do material no início do processo, a segunda é a temperatura máxima do processo e a terceira é o resfriamento gradual até a temperatura ambiente (WAINER; BRANDI; MELO, 2004; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Figura 7 – Ciclo térmico dos metais submetidos ao processo de soldagem



Fonte: Adaptado de Maurer *et al.* (2015).

Na Figura 7 deve-se levar em consideração os seguintes pontos de acordo com Marques, Modenesi e Bracarense (2009):

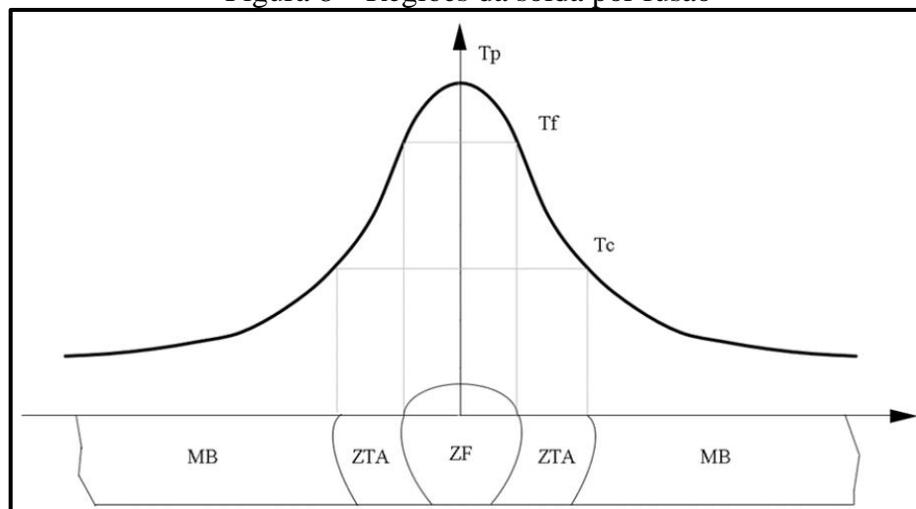
- Temperatura de pico (T_p): é a máxima temperatura atingida pelo ponto. Essa temperatura indica a possibilidade de ocorrências de transformações microestruturais e, desta maneira, indica a região afetada pelo calor durante a soldagem;
- Temperatura crítica (T_c): é a temperatura mínima para ocorrer uma alteração microestrutural ou de propriedades mecânicas na estrutura do material na região soldada;
- Tempo de permanência (t_p): é a quantidade de tempo em que o ponto fica submetido a temperaturas superiores a temperatura crítica;
- Velocidade de resfriamento: é representada por meio de uma taxa de resfriamento de uma dada temperatura (T). Deste modo a velocidade de resfriamento é o tempo necessário (Δt) para resfriar o material de uma temperatura T1 para uma temperatura T2.

2.3.2 Macroestruturas do processo de soldagem por fusão

No processo de soldagem estão envolvidos diversos fenômenos metalúrgicos como: fusão, transformações microestruturais, deformações e tensões residuais. Os elementos de liga influenciam nas propriedades mecânicas dos aços e interferem nas propriedades das uniões soldadas. A presença de elementos de liga diminui a velocidade de decomposição da austenita durante o processo de soldagem, o que favorece a ocorrência de transformações em temperaturas mais baixas (WANG, 1990).

Em uniões soldadas se apresentam três diferentes regiões, o metal de base (MB), a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF).

Figura 8 – Regiões da solda por fusão

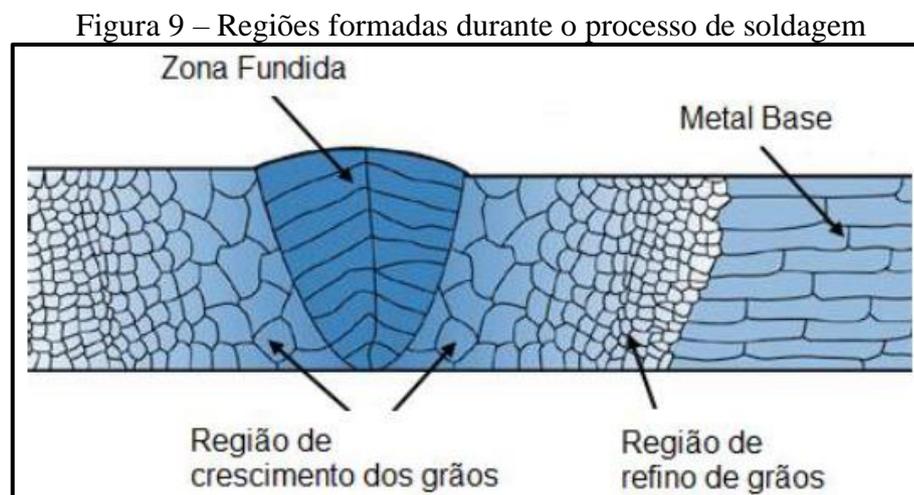


Fonte: Adaptado de Marques (2009).

De acordo com Marques, Modenesi e Bracarense (2009), na Figura 8 está presente o ciclo térmico, e nela é possível se identificar as seguintes regiões:

- a) Zona Fundida (ZF): nesta região é onde o material fundiu-se e solidificou-se durante a operação de soldagem. As temperaturas de pico nesta região, são superiores as temperaturas de fusão (T_f) do metal de base;
- b) Zona Termicamente Afetada (ZTA): nesta região o metal de base não é fundido, porém há grandes alterações microestruturais e de propriedades mecânicas, devido a todo ciclo térmico presente na soldagem. A temperatura de pico nesta região é superior à temperatura crítica do material em questão e inferior à temperatura de fusão;
- c) Metal de Base (MB): é a região que se encontra mais distante do cordão de solda e não é afetada pelo ciclo térmico da soldagem. As temperaturas de pico são inferiores à temperatura crítica do material.

Devido a toda variação térmica presente no processo de soldagem por fusão, a microestrutura do metal de base sofre modificações. A Figura 9 está mostrando a formação de diferentes zonas em torno do cordão de solda, que por sua vez altera a microestrutura inicial do metal de base.



Fonte: Adaptado de Marques (2009).

2.3.3 Microestrutura de juntas soldadas em aço avançado de alta resistência

Na soldagem por fusão de aços ocorre alterações microestruturais devidas ao calor fornecido pelo arco elétrico e pelo ciclo térmico, no qual o material de base é exposto. Comumente se encontra ferrita acicular e de Widmanstätten na zona fundida e ferrita

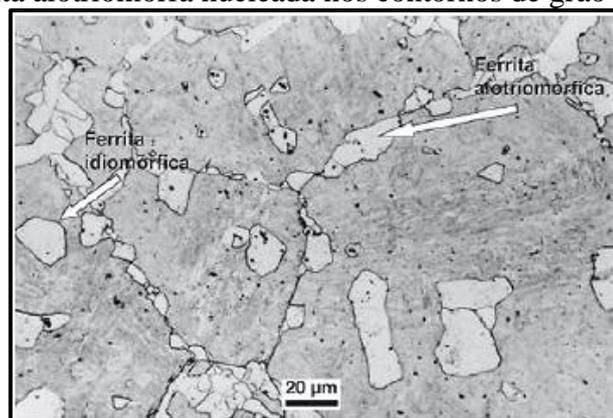
alotriomorfa, idiomorfa, martensita e bainita na zona termicamente afetada. O aço utilizado neste trabalho tem por características possuir uma matriz ferrítica com ilhas de martensita, as quais são formadas por meio do controle e aceleração da temperatura de resfriamento da austenita, vale ressaltar que é possível encontrar austenita retida e bainita provenientes da acelerada temperatura de resfriamento (COLPAERT, 2008; LINNERT, 1994; BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

2.3.3.1 Ferrita alotriomorfa e idiomorfa

A ferrita alotriomorfa é baseada no termo alotriomorfo, utilizado na mineralogia para descrever a forma de um mineral, de acordo com a formação das fases cristalográficas. A ferrita alotriomorfa é também chamada como ferrita primária, e sua microestrutura é nucleada nos contornos de grão mantendo orientações cristalográficas preferencialmente em relação a um dos grãos e uma orientação qualquer em relação a outro, o que resulta em menor energia interfacial na orientação preferencial (COLPAERT, 2008; LINNERT, 1994).

A ferrita idiomorfa é o nome utilizado para indicar a morfologia que possui a sua forma cristalina própria, sendo que a ferrita é nucleada em temperaturas menores que a ferrita alotriomorfa, e tendem a formar-se junto com inclusões não metálicas no interior dos grãos da austenita ou em contornos de grão (COLPAERT, 2008).

Figura 10 – Ferrita alotriomorfa nucleada nos contornos de grão e ferrita idiomorfa



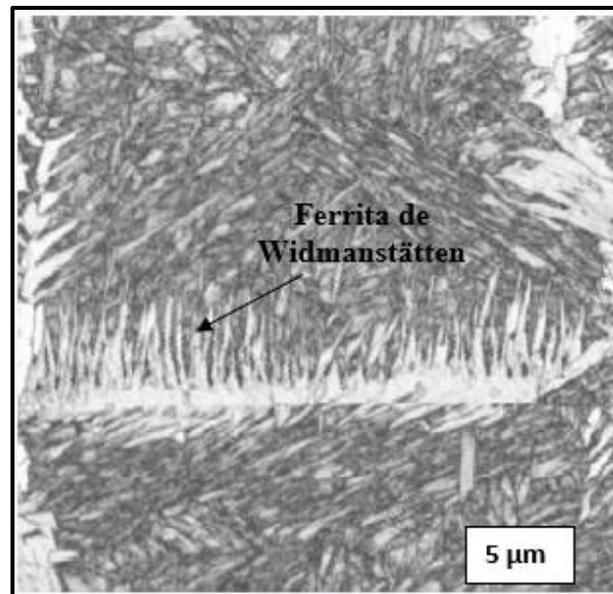
Fonte: Adaptado de Colpaert (2008).

2.3.3.2 Ferrita Widmanstätten

A ferrita de Widmanstätten é representada na forma tridimensional por ripas e placas. As placas podem formar-se no contorno de grão austenítico (ferrita Widmanstätten primária),

ou se desenvolver a partir de alotriomorfos já nucleados inicialmente nos contornos de grão (ferrita Widmanstätten secundária). Aparentemente as placas demonstram uma continuação da ferrita do contorno de grão, porém estas placas que crescem não têm e tampouco mantêm a mesma orientação cristalográfica da ferrita inicialmente formada no contorno de grão. A ferrita de Widmanstätten apresenta placas de ferrita com extensão maior na direção paralela ao contorno de grão, e é formada através do resultado de transformações dadas por elementos de equilíbrio, envolvendo uma rápida difusão do átomo de carbono em toda a interface intersticial avançando para a austenita remanescente (COLPAERT, 2008; LINNERT, 1994; BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

Figura 11 – Ferrita de widmanstätten em uma matriz martensítica



Fonte: Adaptado de Spanos et al (2005).

2.3.3.3 Ferrita acicular

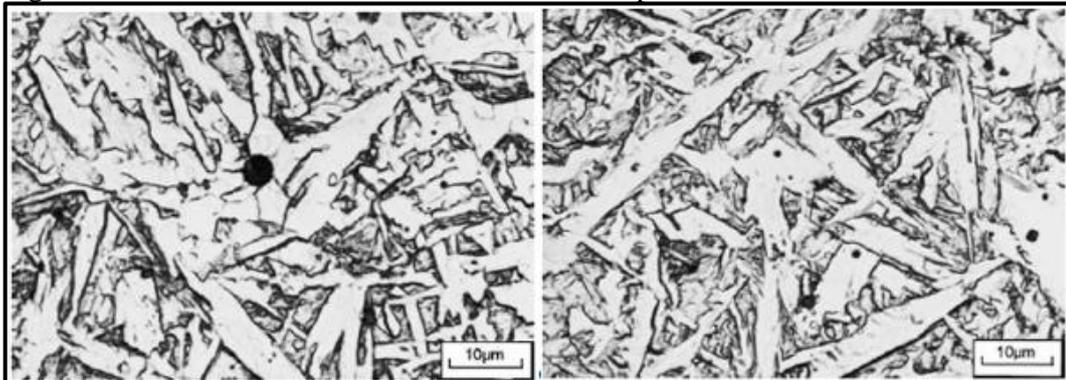
A ferrita acicular possui uma forma muito similar a uma agulha, pois apresenta uma morfologia tridimensional de uma placa lenticular fina e bidimensional como placa. Em experimentos com aumento na casa 0,5 micrometros, apresentam formas de ripas ou placas com comprimentos e espessuras muito pequenos, similares a agulhas. Convencionalmente, a ferrita acicular é reconhecida como uma morfologia de ferrita nucleada intragranularmente a partir de inclusões (LINNERT, 1994; BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

As placas de ferrita acicular são nucleadas de forma heterogênea em inclusões intragranulares não metálicas durante o resfriamento contínuo do aço, e sua morfologia depende

da natureza, tamanho, quantidade de inclusões, taxa de resfriamento e composição química do aço (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006; THEWLIS, 2004).

A ferrita acicular é identificada com uma microestrutura fina dentro dos grãos austeníticos, intercalada com micro fases que variam desde a perlita até a martensita. A placa da ferrita pode ou não parecer uma agulha, pois depende do grau de refinamento proveniente da natureza do produto (THEWLIS, 2004).

Figura 12 – Ferrita acicular desenvolvida em um processo de resfriamento contínuo



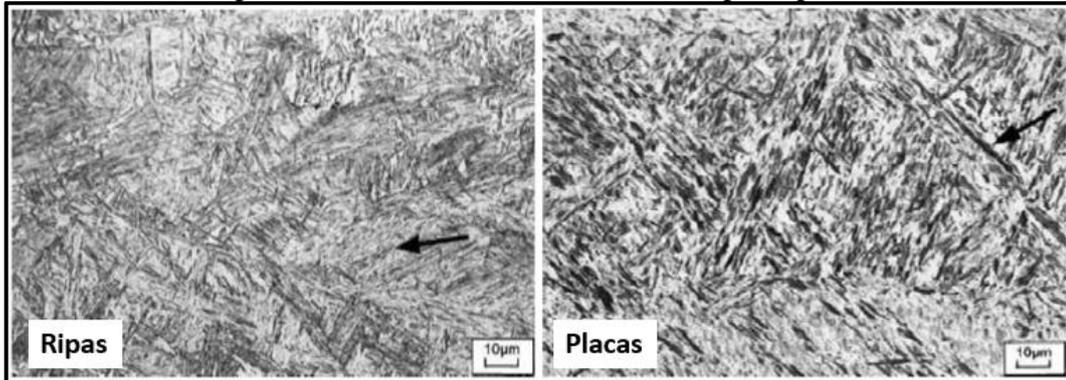
Fonte: Adaptado de Thewlis (2004).

2.3.3.4 Martensita

A microestrutura martensítica é desenvolvida a partir de movimentos cisalhantes dos planos cristalográficos, os mesmos não alteram a composição química do material. A microestrutura é formada através do resfriamento brusco do aço até a temperatura ambiente, este resfriamento na região austenítica deve ocorrer de forma relativamente rápida para evitar a difusão do carbono, evitando assim a formação de um estado sólido contendo ferrita e perlita (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006; CHIAVERINI, 1986).

A martensita é formada através da deformação do reticulado da austenita e possui características de fase metaestável e extremamente dura (65 a 67 *Rockwell C*). A morfologia presente no microconstituente dependerá do teor de carbono encontrado na liga, sendo que os aços comumente utilizados em estruturas metálicas possuem teores de até 0,6% de carbono e apresentam martensita no formato de ripas, enquanto aços mais ricos em teores de carbono apresentam martensita no formato de placas. Essa é uma microestrutura que contribui muito para o aumento de dureza nos aços e está presente na região soldada. Na Figura 13 estão demonstrados os dois formatos apresentáveis para a martensita de aços com baixo e alto teores de carbono (CHIAVERINI, 1986; COLPAERT, 2008; THEWLIS, 2004).

Figura 13 – Martensita em formato de ripas e placas



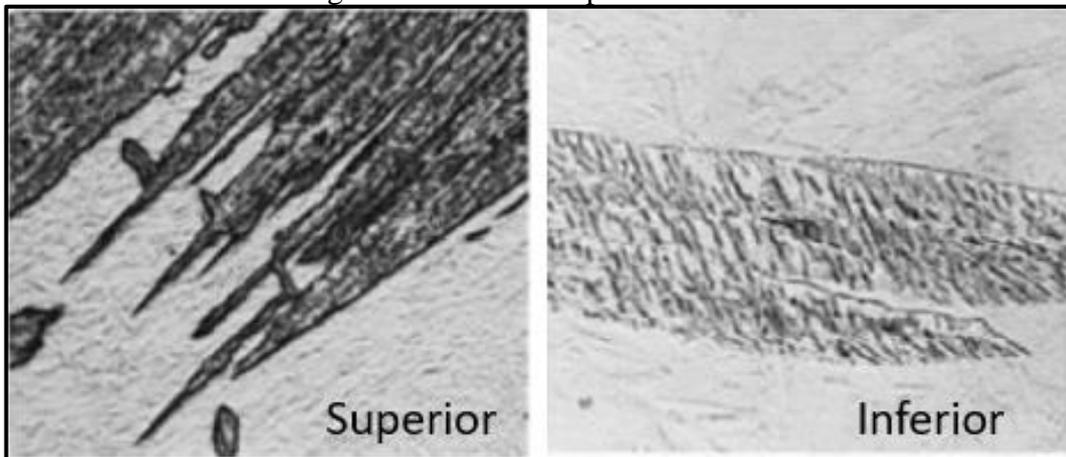
Fonte: Adaptado de Thewlis (2004).

2.3.3.5 Bainita

A bainita é definida como um produto de transformações utilizando temperaturas intermediárias, entre a formação da austenita para a perlita e da austenita para a martensita. Sua microestrutura consiste em fases de ferrita e cementita, e sua formação acontece por meio de um processo misto envolvendo difusão e cisalhamento (CALLISTER, 2002).

A bainita é classificada basicamente em dois tipos definidos por meio da temperatura de formação das características microestruturais e das propriedades mecânicas. A bainita superior forma-se em temperaturas imediatamente abaixo da temperatura de formação da perlita, já por outro lado a bainita inferior forma-se em temperaturas ainda mais baixas. As principais diferenças entre a bainita inferior e superior estão na temperatura de formação e na forma de precipitação dos carbonetos. A bainita possui uma dureza entre 40 a 60 *Rockwell C* (COLPAERT, 2008; BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

Figura 14 – Bainita superior e inferior



Fonte: Adaptado de ASM (1993).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo traz os materiais e métodos aplicados para o desenvolvimento deste trabalho. Desta forma, o conteúdo está explícito por meio de seções que apresentam a parametrização (metal de base, metal de adição, gás de proteção, dentre outros), bem como os métodos para desenvolvimento e análise dos resultados.

3.1 METAL DE BASE

O material utilizado neste trabalho foi o aço avançado de alta resistência mecânica S700 MC, conforme estabelecido pela norma DIN EN 10149-2.

A fabricante SSAB Tunnplat produz este material utilizando a nomenclatura S700 MC, que o apresenta como um material com alto limite elástico para conformação a frio e ótima aptidão para soldagem. A produção deste material se dá através de um processo termomecânico, com adição de elementos de liga gerando assim uma microestrutura refinada. Com isso, se faz necessário ter cuidados durante o processo de soldagem.

O material utilizado para realização do experimento possui 6 mm de espessura. Este aço é utilizado em larga escala na fabricação de equipamentos de elevação de carga, onde é necessário se ter altas propriedades mecânicas.

As propriedades mecânicas do S700 MC estão disponíveis nas Tabelas 3. As informações foram coletadas da folha de especificação técnica do material.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço S700 MC

Material	Espessura (mm)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)
S700 MC	6	700	750	10

Fonte: Adaptado SSAB TUNNPLAT (2014).

3.2 METAL DE ADIÇÃO

O arame eletrodo do processo GMAW é continuamente alimentado, para que isso aconteça o fornecimento é feito por meio de bobinas. De acordo com o tipo de equipamento de soldagem, o carretel poderá ser de diversos tamanhos, variando entre 5 à 20 kg ou em barricas de 100 ou 250 kg. A bitola é dimensionada de acordo com a quantidade de material a ser

depositado e a capacidade de energia que o equipamento pode suportar conforme a espessura da peça a ser soldada. As bitolas variam seu diâmetro entre 0,8 à 3,2 mm.

Os corpos de prova foram soldados com arame sólido de baixa liga, cromo-níquel-molibdênio (0,3% Cr, 1,4% Ni e 0,25% Mo) utilizado em processos GMAW para aços com alto limite de resistência, que necessitam de um robusto metal de solda para aplicações críticas, cuja nomenclatura é AWS A5.18 ER 110S-G tendo bitola de 1,2 mm e soldado em passe único. Na Tabela 4 estão apresentadas as propriedades mecânicas do metal de adição (ESAB, 2022).

Tabela 4 – Propriedades mecânicas arame ER 110S-G

Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)
715	805	17

Fonte: Adaptado de ESAB (2022).

3.2 GÁS DE PROTEÇÃO

O gás de proteção utilizado no processo de soldagem tem por finalidade proteger a poça de fusão, as gotas de metal fundido e o arame, das contaminações ocasionadas pelos gases atmosféricos. Além dessa proteção, o gás possui importante papel nos efeitos que afetam diretamente o cordão de solda, como: transferência metálica, penetração, velocidade de soldagem, geometria do cordão, dentre outros efeitos.

O gás utilizado neste projeto é uma mistura ativa de gases possuindo a concentração de 82% de argônio e 18% de dióxido de carbono, caracterizando assim um processo de soldagem MAG.

Essa mistura de gases é utilizada na soldagem de aços carbono de baixa liga, os quais normalmente solicitam um cordão de solda robusto para atender processos críticos, em específico.

3.3 PARÂMETROS DO PROCESSO

Os parâmetros de soldagem foram selecionados de acordo com o processo atual. Para o ensaio, foi variada a energia de soldagem, sendo apresentada em três níveis: uma energia conforme EPS de solda (método atual de soldagem), uma energia superior ao usado e uma energia média entre as duas.

Atualmente na indústria o tempo de fabricação é um fator determinante para fechamento do custo final do produto, logo, é necessário se ter processos mais ágeis para se tornar competitivo no mercado. As variações dos parâmetros soldagem foram aumentados para buscar atender a necessidade do fator de produtividade.

O aporte térmico, ou energia de soldagem, é definido com a relação entre a potência que a fonte introduz (arco elétrico) na poça de fusão e a velocidade de deslocamento dela. Em outras palavras é a quantidade de energia transferida para a junta por unidade de comprimento (RODRIGUES; CERSOSIMO, 2022).

A energia de soldagem pode ser alterada teoricamente através da variação de valores de tensão do arco, corrente e velocidade de soldagem. Entretanto, para um mesmo processo de soldagem, essas variações são limitadas em função do diâmetro do consumível, do tipo de fonte (corrente constante ou tensão constante) e pelas características construtivas do consumível (RODRIGUES; CERSOSIMO, 2022).

Para se obter os valores de energia, foram variados os seguintes parâmetros: velocidade de soldagem, tensão e corrente do arco elétrico. Na Tabela 5 está exposto os parâmetros utilizados.

Tabela 5 – Parâmetros de processo aplicados nos corpos de prova

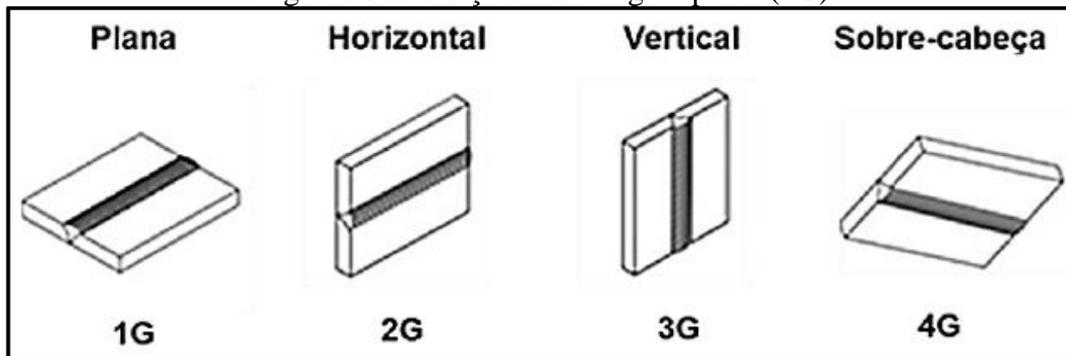
Parâmetro	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de Soldagem (mm/min)	Energia do Arco (kJ/mm)	Eficiência do Arco	Aporte Térmico (kJ/mm)
Energia Menor	25	140	185	1,1	0,8	0,9
Energia Meio	27	184	222	1,3	0,8	1,1
Energia Maior	33	246	296	1,6	0,8	1,3

Fonte: Autor (2022).

Para o processo de soldagem GMAW, utilizando gás de proteção ativo a eficiência do arco elétrico utilizada é de 0,8. Os cálculos de energia do arco e aporte térmico foram realizados de acordo com as Equações 1 e 2 (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Para realização dos ensaios, foram seguidos os parâmetros citados anteriormente, sendo que todos os corpos de prova foram soldados na posição plana (1G), conforme Figura 15.

Figura 15 – Posição de soldagem plana (1G)



Fonte: Adaptado ASME IX (2019).

Para a execução da solda foi utilizado um processo de solda linear, que contempla uma fonte inversora do modelo Alpha 510 (a), um trator de solda do modelo Autotrack 50 (b) e uma unidade de refrigeração (c).

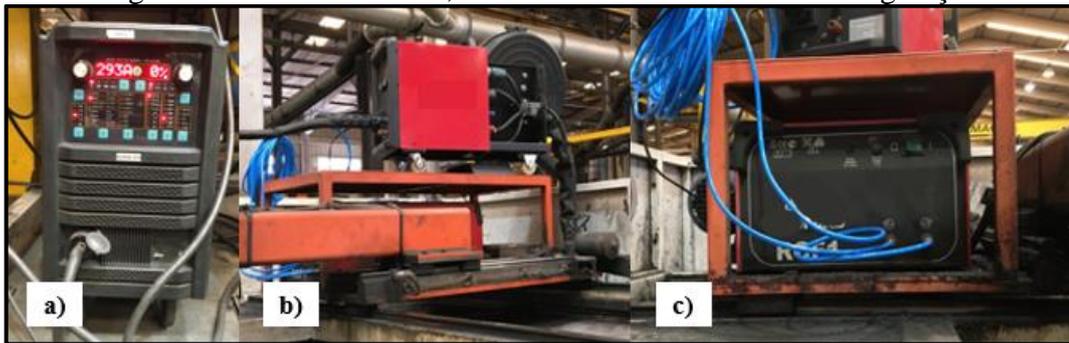
A fonte inversora Alpha 510 (a), é uma máquina de solda sinérgica que opera com um sistema computadorizado, que coordena a geração de pulsos de corrente com os parâmetros observados no instante da solda. A fonte de solda sinérgica possui características essenciais como: ajustes dos parâmetros de pulso automático, frequência e duração do pulso que está diretamente relacionada a taxa de alimentação do arame e, por fim, o controle eletrônico dos parâmetros, que garantem uma penetração uniforme e um perfil de cordão de solda contínuo (SUMIG, 2022).

O trator de solda Autotrack 50 (b), é um equipamento desenvolvido para automação de soldagem, com regulagem eletrônica da velocidade de deslocamento. É utilizado em situações que demandem alta produtividade e cordões de solda compridos sem emendas.

A unidade de refrigeração (c), foi desenvolvida para realizar uma maior troca térmica do corpo da tocha, para assim ter capacidade de soldar longos cordões e diminuir a necessidade de troca excessiva de consumíveis.

A Figura 16 contempla o conjunto de automação de solda, utilizado para fabricação dos corpos de prova conforme descrito anteriormente.

Figura 16 – Fonte de solda, trator de solda e unidade de refrigeração



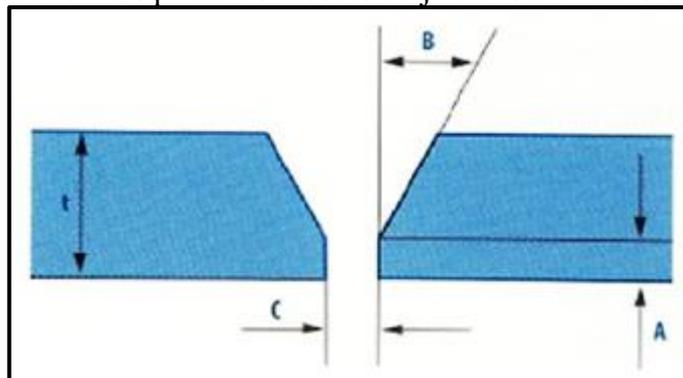
Fonte: Autor (2022).

Foi utilizado, como modo de transferência metálica, o arco pulsado o qual, por sua vez, transmite uma menor quantidade de calor para a amostra, ação que afeta diretamente as propriedades mecânicas da ZTA, se comparada com outros modos.

3.4 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova foram soldados na posição plana (1G) utilizando ângulo do bisel e nariz conforme ASME IX. Na Figura 17 é mostrado, de forma ilustrativa, o modelo de junta utilizado no estudo. Na Tabela 6 estão apresentados os parâmetros geométricos conforme sugestão da SSAB Tunneplat e os parâmetros utilizados na confecção dos corpos de prova, que posteriormente serão submetidos aos ensaios mecânicos e de caracterização.

Figura 17 – Esquema do modelo de junta com chanfro e nariz



Fonte: Adaptado de SSAB Tunneplat (2004).

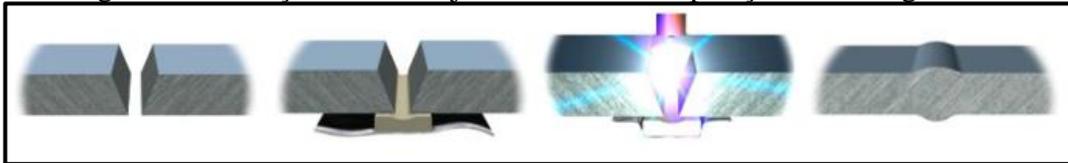
Tabela 6 – Parâmetros geométricos da junta

Processo de Soldagem	t (mm)	A (mm)	B (α°)	C (mm)
GMAW	4 - 16	1 - 2	25 - 30	2 - 3
Parâmetros Geométricos Utilizados	6	1,5	30	2

Fonte: Adaptado de SSAB Tunneplat (2004).

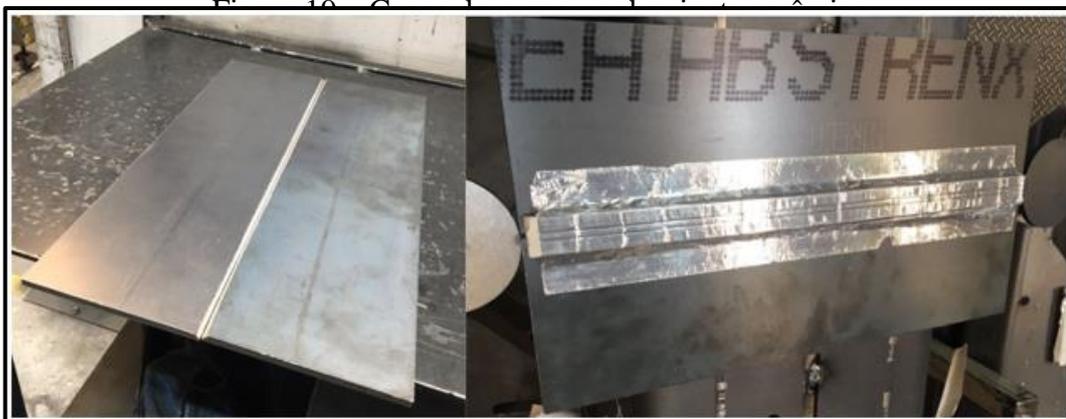
Para o ensaio foi determinado que o cordão de solda fosse feito em passe único, isso só foi possível devido a colocação de um cobre-junta cerâmico (do inglês, *Backings*), atrás da junta. O cobre-junta é um material não consumível e tem a função apoiar a poça de fusão durante a execução da soldagem. Ao apoiar a poça de fusão, o cobre-junta evita o vazamento ou perda do metal de solda fundido e facilita a penetração total. Na Figura 18 está ilustrado a função do cobre-junta na soldagem na posição 1G.

Figura 18 – Função do cobre-junta cerâmico na posição de soldagem 1G



Fonte: Adaptado de ESAB (2022).

Na Figura 19 está mostrado o corpo de prova e o cobre-junta posicionado atrás da junta a ser soldada.



Fonte: Autor (2022).

Para evitar desperdícios de material do corpo de prova foi utilizado um babeiro, o qual foi posicionado no início e no final da junta a ser soldada. O babeiro tem por finalidade estabilizar o arco elétrico para evitar variações significantes no corpo de prova, conforme apresentado na Figura 20.

Figura 20 – Função do babeiro na soldagem dos corpos de prova

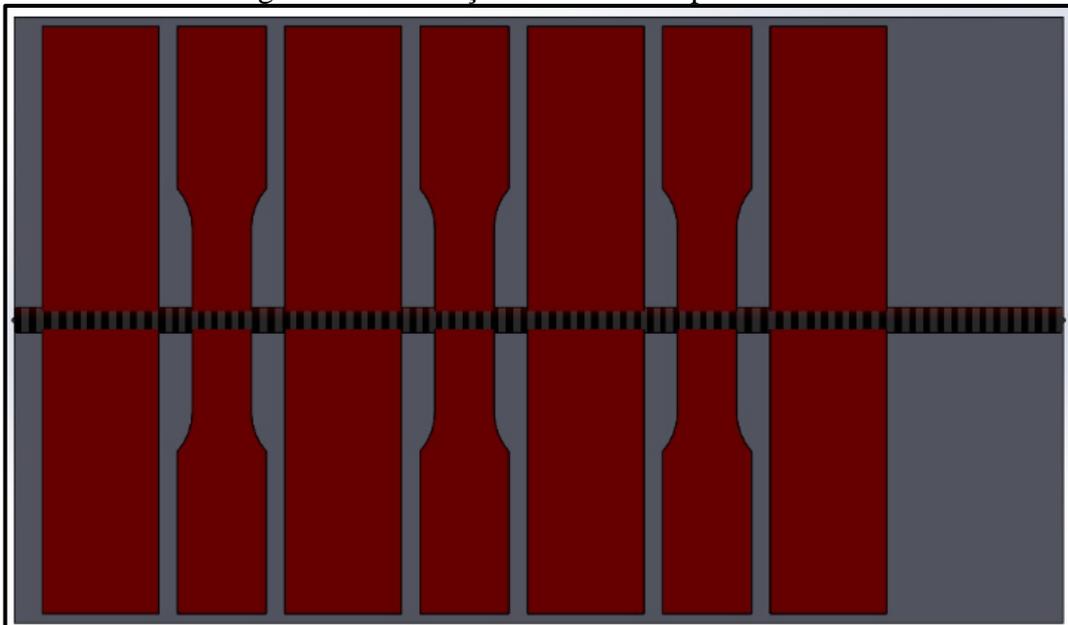


Fonte: Autor (2022).

Para a validação do trabalho foi necessário extrair quatro amostras para ensaio de dobramento, três amostras para ensaio de tração e o restante do corpo de prova para ensaio de caracterização. As extrações das amostras foram feitas com o auxílio de uma serra fita refrigerada modelo Franho FM500, a qual se encontra no laboratório de ensaios mecânicos da Universidade de Caxias do Sul.

Na Figura 21 está ilustrado como foram feitas as extrações das amostras, sendo intercaladas para ensaio de tração e dobramento. Essa extração intercalada tem por objetivo analisar de modo geral o cordão de solda.

Figura 21 – Remoção das amostras para ensaios



Fonte: Autor (2022).

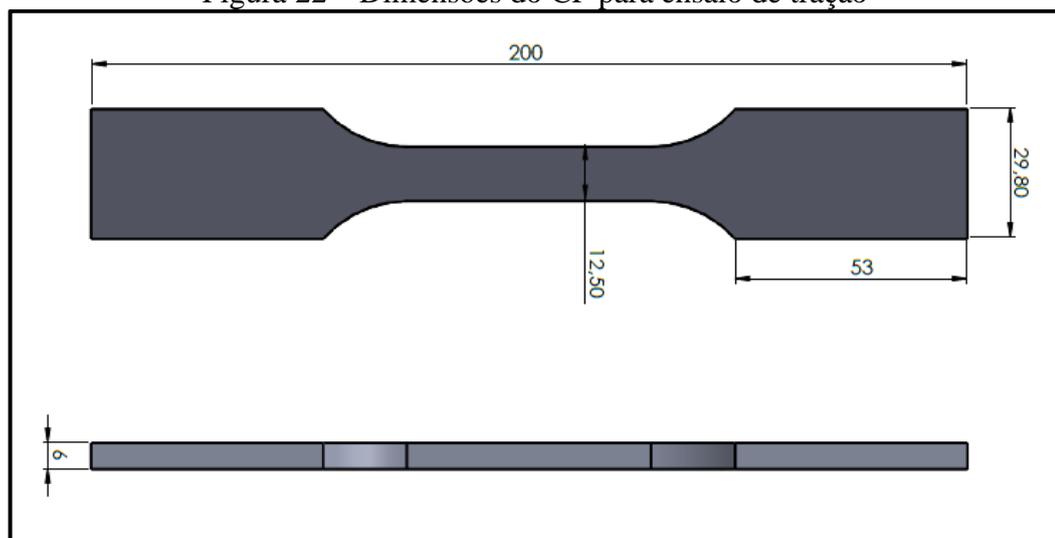
3.5 ENSAIOS DE QUALIFICAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM

Os ensaios de qualificação do processo de soldagem foram conduzidos com o objetivo de garantir que o processo de soldagem realizado esteja isento de defeitos, entre eles citam-se: ensaios de tração e dobramento, análises estas recomendadas para a solda na posição plana conforme ASME IX.

3.5.1 Ensaio de tração

Para o ensaio de tração, foram preparados três corpos de prova para cada condição de energia de soldagem, atendendo os critérios da Norma ASME IX. Porém, os corpos de prova foram preparados com uma largura de gravata um pouco menor, conforme Figura 22.

Figura 22 – Dimensões do CP para ensaio de tração



Fonte: Autor (2022).

Conforme Norma ASME IX, QW-152 e 153, os corpos de prova para ensaio de tração devem ser rompidos sob carga de tensão axial. Para que o ensaio seja aprovado é necessário que o corpo de prova tenha uma resistência à tração, não menor que:

- o limite mínimo especificado para o metal base;
- o limite mínimo de resistência à tração especificado pelo metal de solda;
- se o corpo de prova romper no metal de base, externamente a solda ou a linha de fusão o teste deve ser aprovado, desde que a resistência determinada tenha um valor mínimo igual ou superior a 95% da resistência à tração especificada pelo metal de base (ASME IX, 2019).

Para o ensaio de tração é necessário realizar a usinagem da gravata do corpo de prova, logo, com o auxílio de uma fresadora CNC foi possível deixar o CP com as dimensões visualizadas na Figura 22.

Para realização do ensaio foi utilizado o equipamento Emic DL20000, o qual aplicou carga de tensão axial sobre o corpo de prova até seu rompimento.

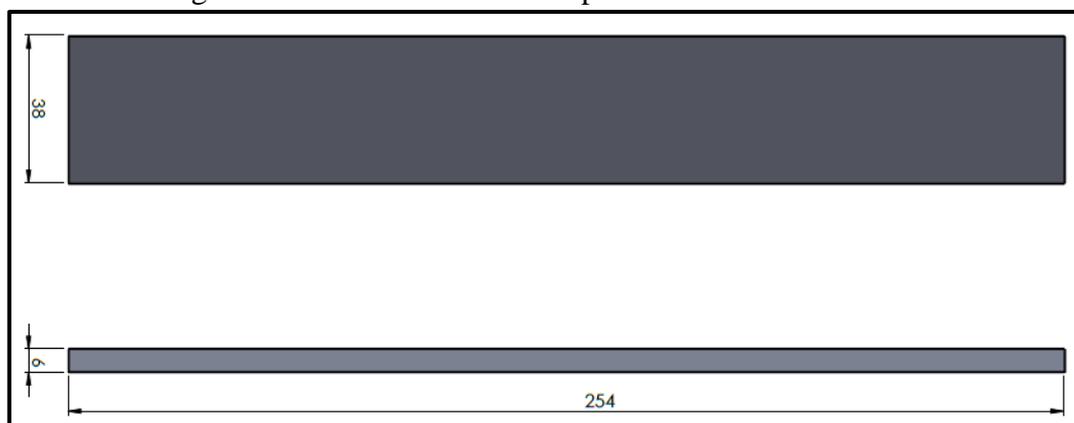
Para realização do ensaio de tração, é necessário fazer a remoção do excesso do metal de solda sobre o corpo de prova, desta forma foi realizado um lixamento superficial na amostra para que haja paralelismo entre a face e raiz do cordão de solda. Esse lixamento demanda cuidado, pois qualquer variação de espessura entre pontos pode ocasionar uma alteração no ensaio, pois, a área da seção transversal do CP tem influência direta no resultado da carga axial aplicada. Contudo logo após o lixamento foram coletados diversos valores de espessura em variadas posições com auxílio de um paquímetro. Com isso foi possível realizar um cálculo de média de espessura, o qual tem por objetivo diminuir a variação da espessura proveniente do lixamento manual.

Após a preparação do CP foi feito um ataque químico pra revelar a face e raiz do cordão de solda. Tal ação é necessária para que seja possível avaliar a região onde se sucedeu a ruptura.

3.5.2 Ensaio de dobramento

Para o ensaio de dobramento, foram preparados quatro corpos de prova para cada condição de energia de soldagem atendendo os critérios da Norma ASME IX. Estes corpos de prova foram usinados atendendo os mesmos, conforme Figura 23.

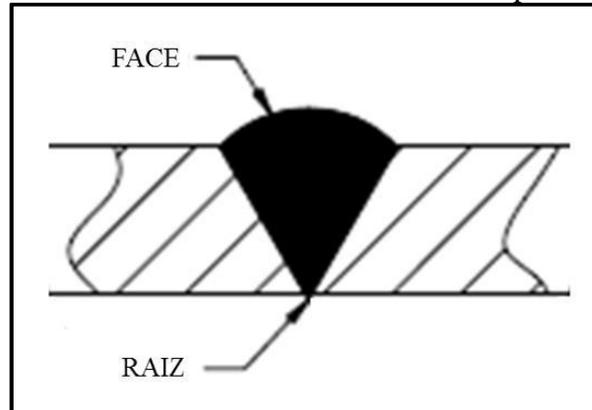
Figura 23 – Dimensional do CP para ensaio de dobramento



Fonte: Autor (2022).

Conforme Norma ASME IX, QW-163, os corpos de prova devem conter o cordão de solda e a ZTA na região da dobra. Os testes foram realizados em duplicata: dois corpos de prova foram dobrados na região da face solda e dois na raiz da solda, conforme Figura 24.

Figura 24 – Ensaio de dobramento face e raiz do corpo de prova soldado



Fonte: Adaptado ASME IX (2019).

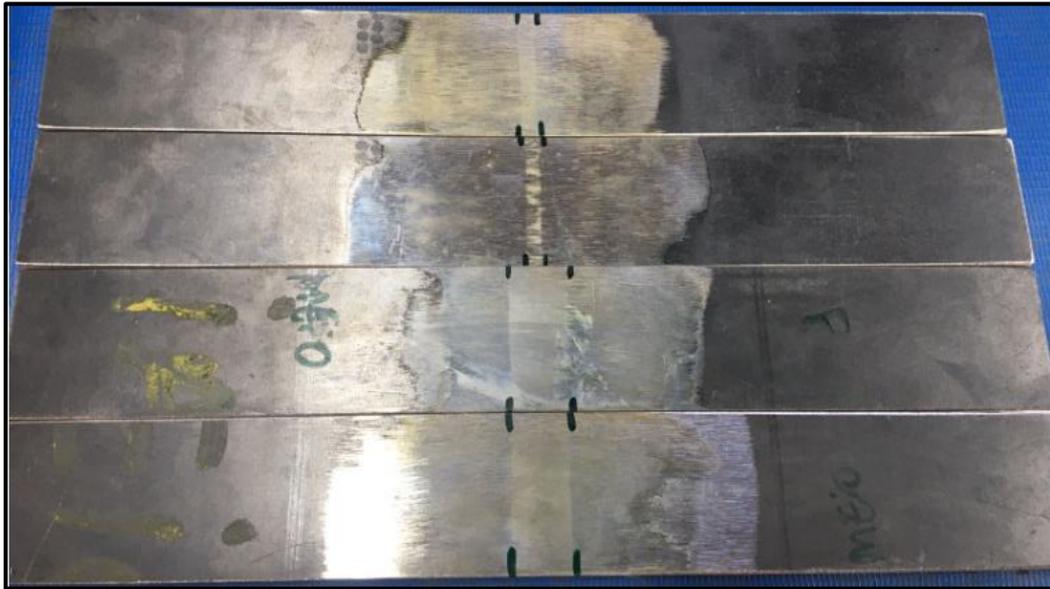
Como critério de aprovação, o corpo de prova não deve apresentar defeitos visíveis na solda ou na ZTA, maiores que três milímetros, medidos em qualquer direção da superfície convexa do corpo de prova após o dobramento (ASME IX, 2019).

Para a preparação dos corpos de prova, foi utilizado uma fresadora Millmaster para esquadrejá-los. Essa preparação é necessária para que desta forma atenda os critérios dimensionais de testes estabelecidos pela norma ASME IX.

A norma estabelece que seja feito o lixamento do cordão de solda para haver um paralelismo entre a face e raiz do cordão de solda. Esse lixamento ajuda a revelar o cordão de solda a partir do ataque químico sobre a superfície.

Para revelar o cordão de solda foi utilizado uma solução de sódio que ilustrou a face e raiz, conforme apresentado na Figura 25.

Figura 25 – Revelação da face e raiz do cordão de solda



Fonte: Autor (2022).

Para realizar o ensaio de dobramento, foi utilizando o equipamento VEB Werkstoffprüfmaschinen. Esse equipamento dobrou a amostra até 180° e exerceu uma carga axial sobre o cordão de solda e ZTA conforme Figura 26.

Figura 26 – Ensaio de dobramento para face e raiz



Fonte: Autor (2022).

3.6 ENSAIO DE CARACTERIZAÇÃO

Com intuito de avaliar os resultados metalúrgicos, foram realizados os ensaios de macrografia, micrografia e microdureza.

3.6.1 Macrografia

A análise macrográfica teve por finalidade avaliar a penetração da solda no metal e comparar as amostras submetidas ao ensaio, além de aferir possíveis defeitos na região da solda, como: mordeduras, falta de fusão e aspectos geométricos do cordão (RODRIGUES; CERSOSIMO, 2022).

O ensaio de macrografia é subdividido em etapas as quais os corpos de prova passaram para que fosse possível realizar o ensaio. Dentre os processos estão o corte da amostra, lixamento, ataque químico da superfície e fotografia da região a ser analisada.

O corte do material basicamente tem o intuito de remover o excesso de material da região a ser analisada. O processo de lixamento tem como objetivo melhorar o acabamento e remover os riscos da região de análise, o mesmo passa por etapas de lixamento iniciando com uma lixa de granulometria de 220, seguidas de 320, 400 e 600. Em situações que necessitam melhores acabamentos são utilizadas lixas com granulometria de 1000 e 1200, todo esse processo de lixamento é feito sob refrigeração com água. Todas as etapas de preparação dos corpos de prova seguem a norma ASTM E3-11.

O ensaio de macrografia foi realizado com o intuito de analisar a região onde foi depositado o metal de solda no corpo de prova, essa região foi atacada por um reagente para expor a macroestrutura da peça em questão. O reagente comumente utilizado é uma solução de 5% de ácido nítrico em álcool (nital), que é espalhado sobre a superfície da região por aproximadamente um minuto. Toda a etapa de ataque sobre a superfície segue a norma ASTM E340-15.

Neste ensaio de caracterização é possível analisar a geometria e o cordão de solda depositado na junta, a presença ou não de defeitos de soldagem, a região de transição entre o metal de base e metal de solda, a penetração e, por fim, a zona termicamente afetada.

Na Figura 27, está ilustrado o processo de preparação da amostra utilizando embutimento na baquelite.

Figura 27 – Amostra preparada para ensaio de caracterização



Fonte: Autor (2022).

3.6.2 Micrografia

Consiste no estudo dos produtos metalúrgicos com auxílio do microscópico, permitindo observar a granulação do material, a natureza, a forma, quantidade e distribuição dos diversos constituintes ou de certas inclusões.

O processo de preparação, lixamento e polimento segue igual ao ensaio de macrografia, a diferença é que para o ensaio de micrografia foi realizado, o embutimento na baquelite utilizando o equipamento Panpress 30A da fabricante Pantec e, o ataque químico foi feito com Nital 2%, conforme Figura 27.

Foi utilizado um microscópico ótico da Buehler ViewMet para realizar o ensaio de caracterização.

3.6.3 Microdureza Vickers

A propriedade mecânica denominada dureza é muito utilizada na especificação de materiais. O ensaio consiste na aplicação da carga total sobre o penetrador, além da aplicação de uma carga menor ou pré-carga. Essa aplicação de pré-carga tem o intuito de eliminar os defeitos da deformação elástica do material. A condição de carga total do penetrador, é a força feita pelo penetrador ao atingir a superfície da amostra.

A microdureza é baseada na resistência que o material oferece a uma pirâmide de diamante com base quadrada e ângulo entre faces de 136° , sob uma determinada carga. O valor

da dureza é dado pelo quociente de carga aplicada pela área de impressão deixada no corpo ensaiado.

As análises de perfis de dureza são importantes para compreender a interferência dos efeitos térmicos e alterações morfológicas do metal de base, após a soldagem.

A verificação da dureza no perfil da solda, na ZTA e no metal de base se faz necessário para relacionar o desempenho do processo junto ao metal de base, correlacionando a energia de soldagem com o carbono equivalente. A dureza ajudou a determinar as propriedades mecânicas da junta soldada e os impactos mecânicos no metal de base, através da avaliação da ZTA.

O ensaio foi realizado utilizando as mesmas amostras da macrografia com auxílio de um microdurômetro da marca Shimadzu modelo HMV-2 e seguindo a norma ABNT NBR NM-ISO 6507-1, que descreve o método do ensaio.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados que serão apresentados estão divididos por tópicos de acordo com os ensaios mecânicos e de caracterização realizados para validações do processo de soldagem em chapas de aço de alta resistência mecânica.

4.1 RESISTÊNCIA MECÂNICA DA JUNTA SOLDADA

As propriedades mecânicas são frequentemente avaliadas em situações de possível alteração de processos de soldagem, homologação de processos, alterações de espessuras do material base, dentre outros. Para este trabalho foram realizados ensaios mecânicos experimentais de tração e dobramento além de ensaio de caracterização para avaliar a junta soldada.

4.1.1 Tração

Conforme descrito na norma ASME IX (2019), no ensaio de tração o corpo de prova é submetido a uma carga de tensão axial até seu rompimento.

O aço S700 MC possui uma resistência à tração de 750 MPa. E, conforme a norma citada anteriormente, é necessário que o corpo de prova atinja uma resistência de, no mínimo, 95% da resistência do metal de base, ou seja, 712,5 MPa para ser aprovado.

Os corpos de prova 1, 2 e 3 foram soldados utilizando-se Energia Menor. Os corpos de prova 4, 5 e 6 foram soldados utilizando-se Energia no Meio. Já os corpos de prova 7, 8 e 9 foram soldados utilizando-se Energia Maior.

Os corpos de provas 1, 2 e 3 apresentaram um decréscimo de 12,3%, 11,9% e 11,6% respectivamente no limite de resistência a tração, ao comparar com o limite de resistência a tração do metal de base.

Já os corpos de provas 4, 5 e 6 apresentaram um decréscimo de 10,3%, 9,5% e 9,5% respectivamente no limite de resistência a tração, ao comparar com o limite de resistência a tração do metal de base.

Por fim, os corpos de provas 7, 8 e 9 apresentaram um decréscimo de 27,7%, 18,1% e 19,5% respectivamente no limite de resistência a tração, ao comparar com o limite de resistência a tração do metal de base.

Na Tabela 7 está exposto os resultados dos ensaios mecânicos de resistência à tração, nele é possível identificar que para cada situação de energia, foi realizado ensaio de três amostras.

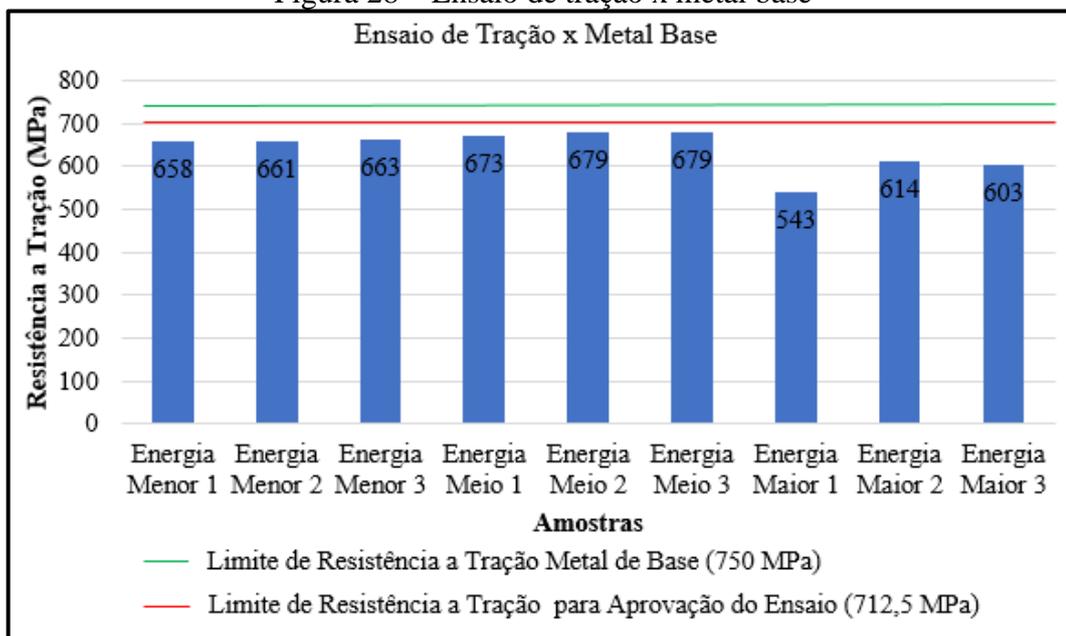
Tabela 7 – Resultados de resistência mecânica obtidos nos ensaios de tração

Corpo de Prova	Identificação	Largura (mm)	Espessura (mm)	Limite resistência (MPa)
CP1	Energia Menor 1	12,54	5,65	658
CP2	Energia Menor 2	12,53	5,72	661
CP3	Energia Menor 3	12,55	5,66	663
CP4	Energia Meio 1	12,54	5,78	673
CP5	Energia Meio 2	12,51	5,64	679
CP6	Energia Meio 3	12,52	5,80	679
CP7	Energia Maior 1	12,51	4,52	543
CP8	Energia Maior 2	12,57	5,52	614
CP9	Energia Maior 3	12,50	3,92	603

Fonte: Autor (2022).

A Figura 28, mostra graficamente o comportamento mecânico das amostras soldadas, juntamente com a resistência a tração do material base e o mínimo necessário para aprovação conforme a ASME IX.

Figura 28 – Ensaio de tração x metal base



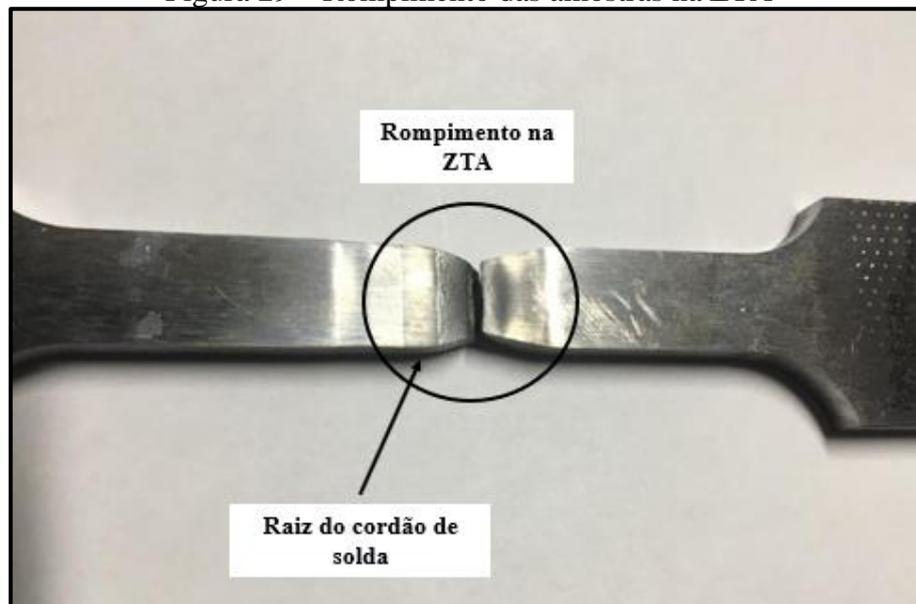
Fonte: Autor (2022).

As linhas horizontais do gráfico representam o limite de resistência a tração mínimo do material base e o limite de resistência a tração mínimo para aprovação do ensaio mecânico, conforme dados da SSAB e norma ASME IX respectivamente.

As amostras que foram soldadas com Energia Menor e Energia Meio romperam na zona termicamente afetada (ZTA) não apresentando nenhum tipo de defeito, porém a não aprovação do ensaio pode estar ligada ao aquecimento ocasionado pelo processo de soldagem.

Na Figura 29, está disposta uma das amostras que romperam na região da ZTA, não apresentando nenhum tipo de defeito ou falha do processo de soldagem. Pode-se observar que houve uma grande estricção no corpo de prova resultando na diminuição da seção transversal do mesmo. Essa região com menor seção transversal acaba rompendo por primeiro.

Figura 29 – Rompimento das amostras na ZTA



Fonte: Autor (2022).

As amostras que foram soldadas com Energia Maior romperam na zona fundida (ZF), gerando uma tendência de haver defeitos no cordão de solda.

Avaliando os corpos de prova, percebe-se que há regiões que apresentam defeitos originados pela falta de fusão ou presença de poros.

Na Figura 30 está apresentado o corpo de provas 7 das amostras com maior energia de soldagem, e foi possível identificar que houve a ruptura na região do cordão de solda.

Figura 30 – Rompimento na zona fundida (ZF)



Fonte: Autor (2022).

A falta de fusão é um defeito planar considerado grave, pois ela representa a fusão incompleta entre a zona fundida e o metal de base, podendo estar localizada na zona de ligação entre passes ou na raiz da solda.

A falta de fusão pode ser causada por: aquecimento inadequado do material sendo soldado, resultado de uma manipulação inadequada da tocha, uso de energia muito baixa, chanfros muito fechados ou mesmo da falta de limpeza da junta. Esse defeito é um concentrador de tensão severo, podendo facilitar a iniciação de trincas, além de reduzir a seção efetiva da solda (RODRIGUES; CERSOSIMO, 2022).

O corpo de prova 7 apresentou falta de fusão na raiz do cordão de solda, que visualmente representa uma mancha escura, conforme Figura 31.

Figura 31 – Falta de fusão da amostra soldada com energia maior



Fonte: Autor (2022).

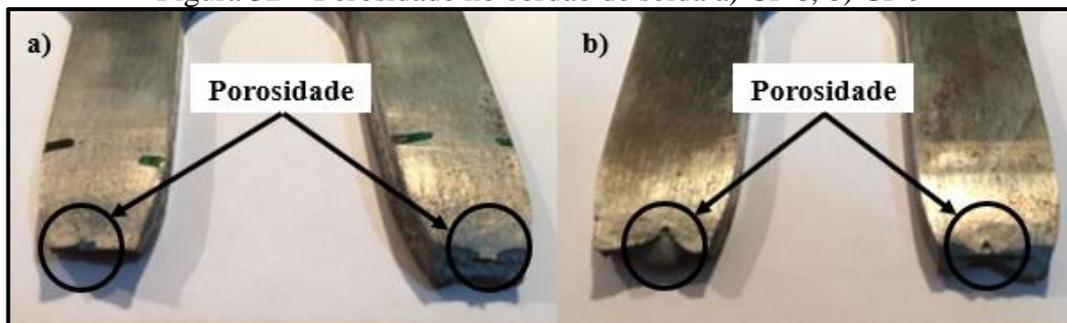
Os corpos de prova 8 e 9 também apresentaram defeitos e, por consequência, romperam na zona fundida.

Essa falha é conhecida como porosidade, que nada mais é que o aprisionamento de gases no interior do metal de solda. Esse gás pode ser proveniente da umidade da atmosfera ou do gás de proteção (RODRIGUES; CERSOSIMO, 2022).

Por característica, essa falha pode assumir formas de poros isolados, poros distribuídos aleatoriamente, alinhados, dentre outras. A porosidade não é considerada um defeito tão crítico quando um defeito planar (trinca ou falta de fusão), em virtude da sua forma globular. De acordo com Rodrigues e Cersosimo (2022), as principais causas da porosidade são: umidade ou contaminação do metal de base, tensão alta, grande comprimento de arco, falha na vazão do gás de proteção da poça de fusão (insuficiente ou excessiva), oxidação no consumível ou volatilização de compostos oriundos do processo.

Na Figura 32 está exposta a falha discutida anteriormente.

Figura 32 – Porosidade no cordão de solda a) CP 8, b) CP 9



Fonte: Autor (2022).

Todas as amostras que foram soldadas com energia maior e submetidas ao ensaio de tração apresentaram defeitos. A falta de fusão é considerada um defeito planar grave, pois compromete a resistência mecânica do material, já a porosidade não é tão grave, porém necessita um certo cuidado.

As amostras que foram soldadas com energia menor e energia meio apresentaram resultados similares, porém não foram aprovadas pela norma ASME pois não alcançaram o mínimo necessário de resistência a tração.

4.1.2 Dobramento

Na Tabela 8 são apresentados os resultados dos ensaios de dobramento para as três condições de energias avaliadas. Para cada condição de energia foi avaliado quatro amostras, duas delas submetidas ao dobramento de face e o restante ao dobramento de raiz.

Tabela 8 – Resultados obtidos nos ensaios de dobramento de face e raiz

Amostra	Dobramento	Comprimento da Trinca	Resultado
Energia Menor	Face	0 mm	Aprovado
	Raiz	0 mm	Aprovado
	Face	0 mm	Aprovado
	Raiz	0 mm	Aprovado
Energia Média	Face	0 mm	Aprovado
	Raiz	0 mm	Aprovado
	Face	0 mm	Aprovado
	Raiz	0 mm	Aprovado
Energia Maior	Face	Rompeu no cordão	Não aprovado
	Raiz	0 mm	Aprovado
	Face	0 mm	Aprovado
	Raiz	0 mm	Aprovado

Fonte: Autor (2022).

Considerando os critérios de inspeção para avaliação dos resultados, percebe-se que 11 amostras foram aprovadas no ensaio, não apresentando nenhum tipo de trinca na região da dobra. Já para a condição de energia maior de soldagem houve um rompimento no cordão de solda, na amostra submetida ao dobramento de face. Na Figura 33 está apresentada a amostra não aprovada.

Analisando a amostra que reprovou no ensaio de dobramento, é possível identificar uma região escura no cordão de solda tendo um formato de bolha. Esse defeito é conhecido como porosidade que causa perda de resistência mecânica, como visto anteriormente.

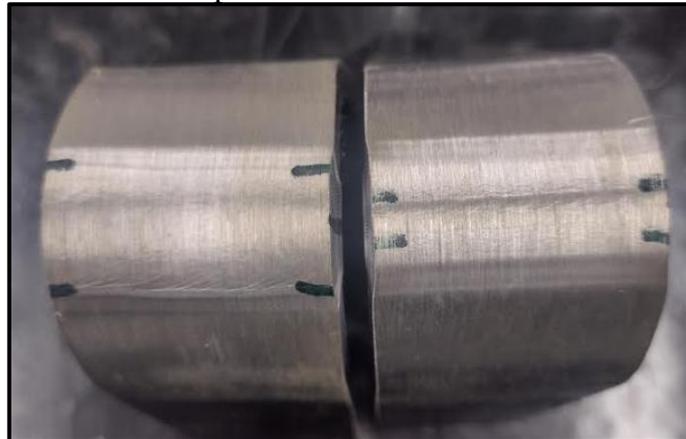
Figura 33 – Amostra com rompimento no cordão de solda



Fonte: Autor (2022).

As amostras que não apresentaram nenhum tipo de irregularidade no cordão de solda possuem boa ductibilidade e solidez além da isenção de trincas (SZYMCZAK; MAKOWSKA; KOWALEWSKI, 2020). Na Figura 34 está apresentado a amostra pós ensaio, sem nenhum tipo de defeito.

Figura 34 – Amostra pós dobramento de face e raiz sem defeitos



Fonte: Autor (2022).

4.2 ANÁLISE DA MACROGRAFIA

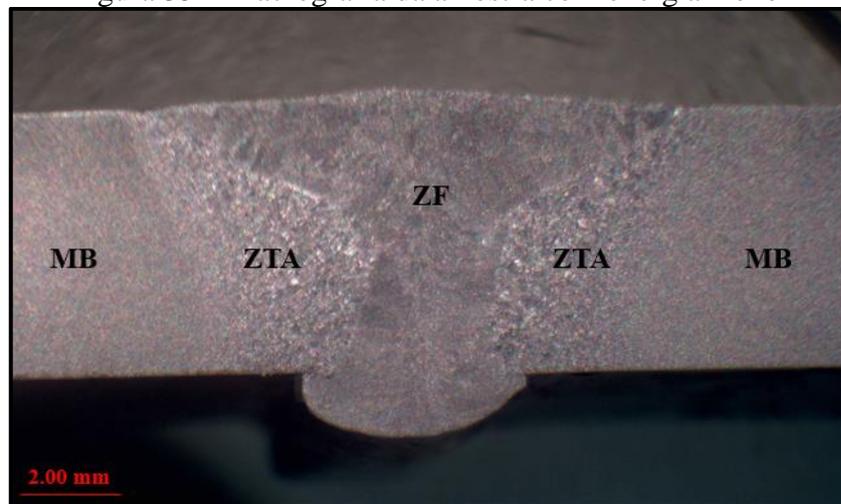
O ensaio de macrografia revela as condições derivadas do processo de soldagem, como: a penetração e possíveis defeitos no cordão de solda além das regiões onde se localizam o metal de solda, a ZTA e a ZF.

De acordo com as ASME IX (2019) seção QW-183, as amostras submetidas ao ensaio de macrografia devem ser cortadas no sentido transversal da junta soldada e nela deve aparecer as seguintes regiões: metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida.

O ensaio macrográfico é realizado com o auxílio de um microscópico, e para o mesmo ser aprovado deve apresentar o seguinte critério: o ensaio visual da seção transversal do metal de solda e da zona afetada pelo calor deve mostrar fusão completa e ausências de trincas (ASME IX, 2019).

Na Figura 35 está apresentada a macrografia da amostra que foi soldada com energia menor, nela percebe-se que há penetração total da junta sem nenhum tipo de defeito. No processo de soldagem foi utilizado uma energia de 0,9 kJ/mm, desta forma a ZTA apresentou um tamanho de 12,85 mm de comprimento.

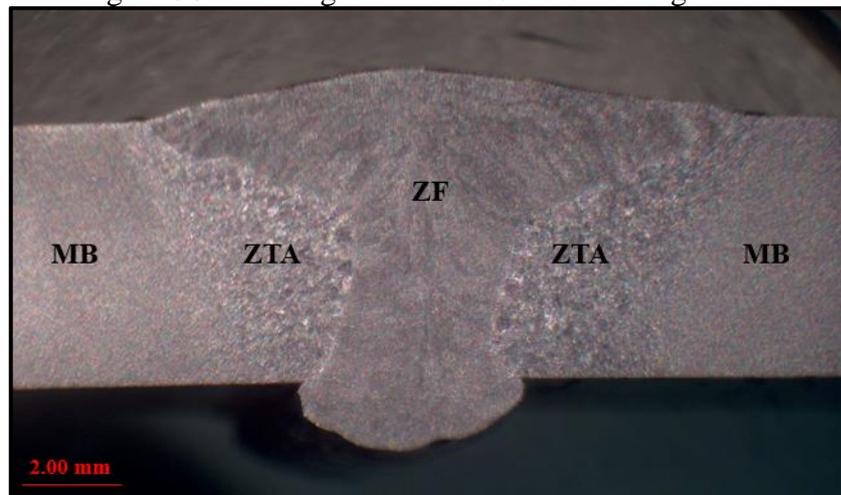
Figura 35 – Macrografia da amostra com energia menor



Fonte: Autor (2022).

Na Figura 36 está apresentada a macrografia da amostra soldada com energia ao meio se comparado a primeira e terceira amostra, nela percebe-se que há penetração total da junta e nenhum tipo de defeito. No processo de soldagem foi utilizado uma energia de 1,1 kJ/mm, desta forma a ZTA apresentou um tamanho de 14,85 mm de comprimento.

Figura 36 – Macrografia da amostra com energia meio

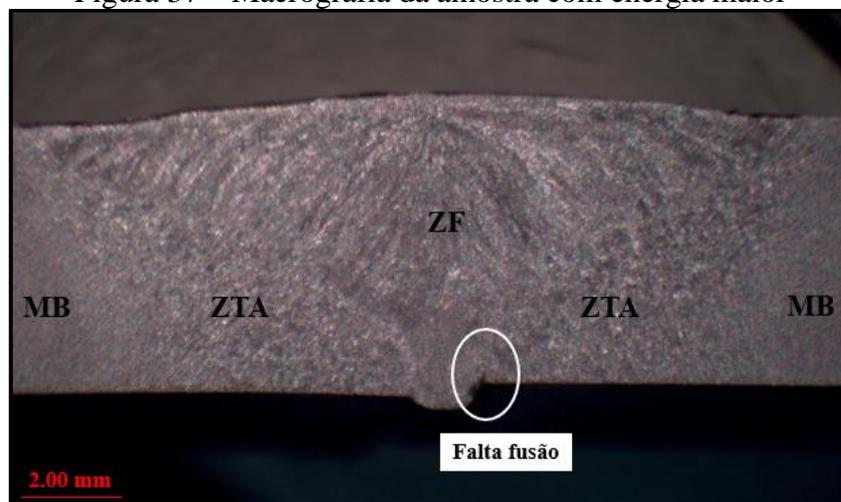


Fonte: Autor (2022).

Na Figura 37 tem-se a macrografia da amostra soldada com energia maior, e nela percebe-se que não há penetração total da junta além do aparecimento de trinca, ocasionada pela falta de fusão do processo. No processo de soldagem foi utilizado uma energia de 1,3 kJ/mm, desta forma a ZTA apresentou um tamanho de 17,71 mm de comprimento.

A falta de fusão é decorrente da falta de penetração que nada mais é que a falta de capacidade em fundir e encher a raiz da junta. A falta de penetração é causada por diversos fatores, destacando-se a manipulação incorreta da tocha, projeto inadequado de junta (ângulo do bisel ou abertura de raiz pequenos), o diâmetro do eletrodo consumível inadequado, arco muito longo ou o uso de uma baixa energia de soldagem. A falta de penetração causa uma redução da seção útil da solda além de ser um concentrador de tensão (RODRIGUES; CERSOSIMO, 2022).

Figura 37 – Macrografia da amostra com energia maior

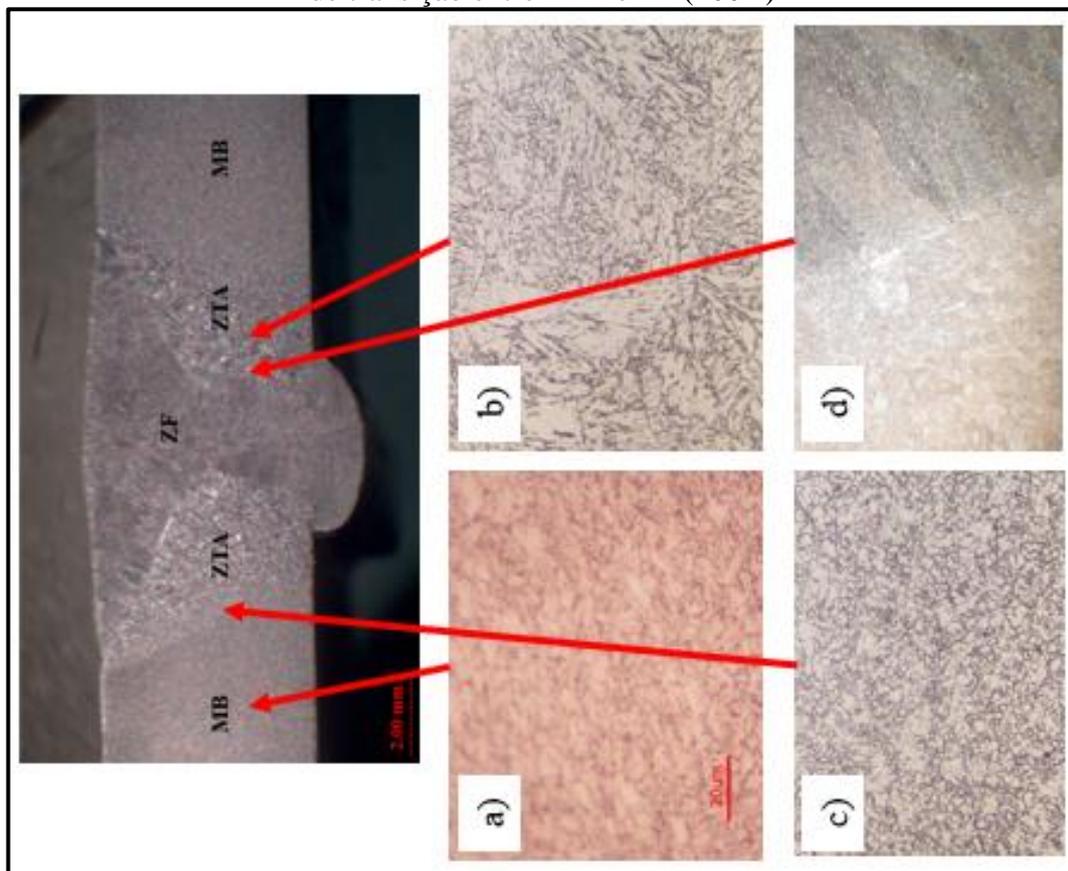


Fonte: Autor (2022).

4.3 ENSAIO DE MICROGRAFIA

Nesta seção são apresentadas as micrografias das juntas soldadas com a energia meio, conforme Figura 38. Nestes perfis de ensaio é possível verificar as microestruturas do metal de base (a), da região de crescimento de grão (zona termicamente afetada) (b), da região de transição entre a zona termicamente afetada e o metal de base (c) e, da região de transição entre a zona fundida e a zona termicamente afetada (d).

Figura 38 – Micrografias encontradas na amostra soldada com energia meio, a) metal de base (1000X), b) zona termicamente afetada (400X), c) região de refino de grão (400X), d) região de transição entre ZTA e ZF (400X)

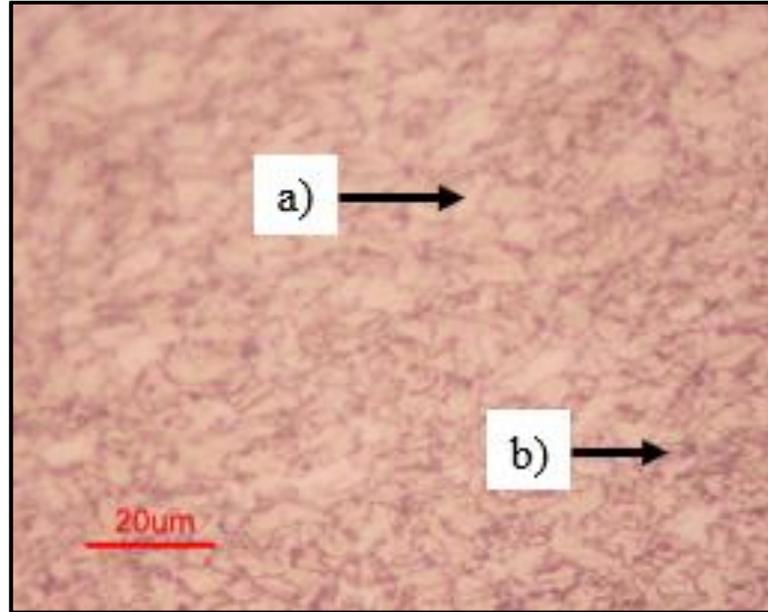


Fonte: Autor (2022).

Na Figura 39 é apresentada a microestrutura do metal de base S700 MC. Esta apresenta grãos finos e alongados de ferrita no sentido de laminação da chapa além de uma segunda fase. A microestrutura presente na segunda fase não está visível devido a pouca ampliação do microscópio, contudo, essas regiões escuras são difíceis de serem interpretadas na microscopia ótica. Os aços *dual-phase* são um grupo de aços que apresentam uma microestrutura duplex combinada de uma matriz ferrítica e ilhas de martensita (DEMERI, 2013).

O grão refinado é oriundo do processo termomecânico laminado a quente, com a presença de carbonetos, acontece a retardação do crescimento do grão. Essa característica de grão refinado garante ao material boa resistência mecânica (RODRIGUES, 2012).

Figura 39 – Microestrutura (1000X) metal de base de: a) ferrita, e b) segunda fase

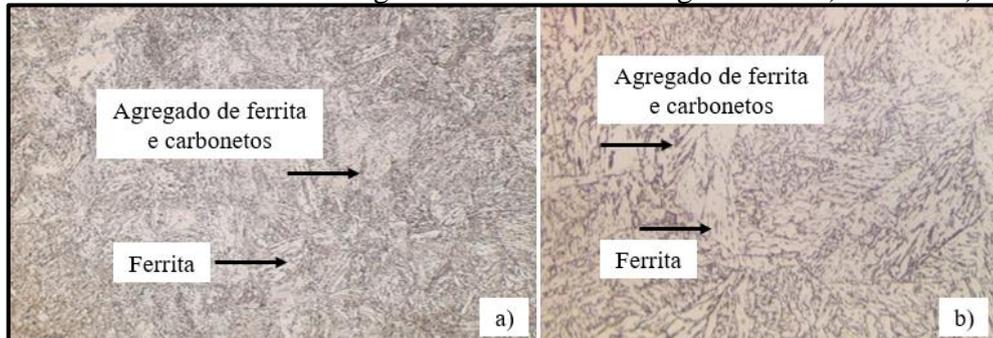


Fonte: Autor (2022).

A Figura 40 representa a região da ZTA, nela observa-se a região de crescimento de grão. É possível visualizar: a) grãos de ferrita mais claros e b) agregados de ferrita e carbonetos (região mais escura).

O crescimento de grão da região da ZTA está atribuído às temperaturas atingidas durante o processo de soldagem bem como as taxas de resfriamento do local (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Figura 40 – Microestrutura da região de crescimento de grão com: a) 100X e b) 400X

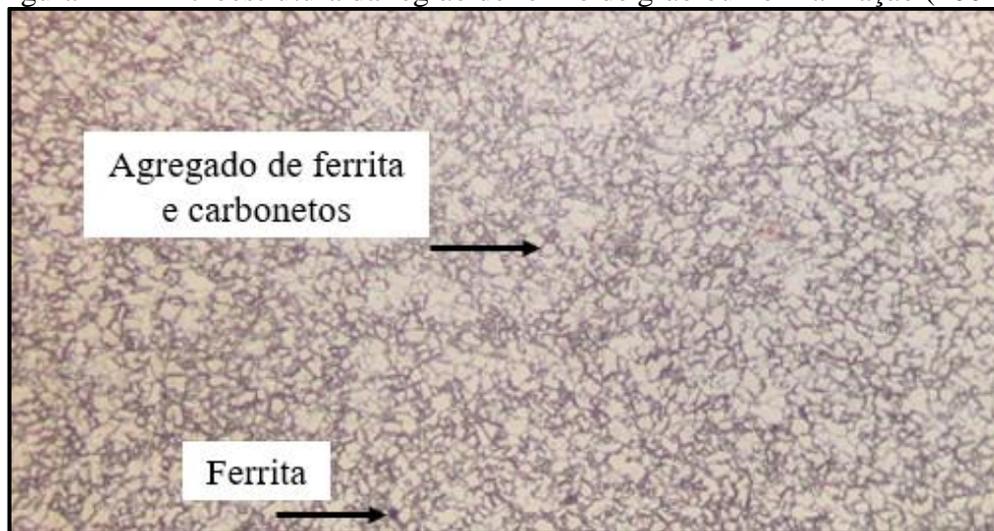


Fonte: Autor (2022).

Após a região de crescimento de grão dá-se início a uma região de transição onde ocorre o refinamento de grão que é conhecida como região de normalização, ainda na ZTA. A Figura 41 apresenta a micrografia desta região.

A microestrutura é composta por: a) grãos de ferrita, mais claros e b) agregados de ferrita e carbonetos. Observam-se grãos regulares decorrentes do ciclo térmico do local, suficientes para causar a recristalização do material, passando de uma estrutura cristalina deformada, para uma estrutura isenta de deformações e com crescimento de grão em relação ao metal base (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Figura 41 – Microestrutura da região de refino de grão ou normalização (400X)



Fonte: Autor (2022).

Na sequência está apresentada a região de transição entre diferentes microestruturas. A Figura 42 apresenta a região de transição entre o metal de solda e a região de crescimento de grão. O metal de solda (região escura) possui grãos colunares e a região de crescimento de grãos apresenta grãos um pouco menores mantendo a continuidade da junta.

Figura 42 – Região de transição: a) metal de solda p/ b) região de crescimento de grão (50X)



Fonte: Autor (2022).

4.4 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Por meio do ensaio de microdureza Vickers foi possível realizar uma análise de pontos ao longo da junta soldada para as três condições de energia de soldagem. Nelas foram avaliadas as regiões do metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF). A Tabela 9 está apresentando os resultados obtidos no ensaio, utilizando um penetrador com pré-carga de 0,3 kgf.

O metal de base sofre variações de dureza durante o processo de fabricação do aço, dado pelo processo termomecânico controlado durante a criação da segunda fase, essa chamada de martensita (DEMERI, 2013).

A fabricante SSAB, por meio do *datasheet*, apresenta uma dureza mínima de 260 HV a qual pode crescer devido ao resfriamento durante o processo de fabricação.

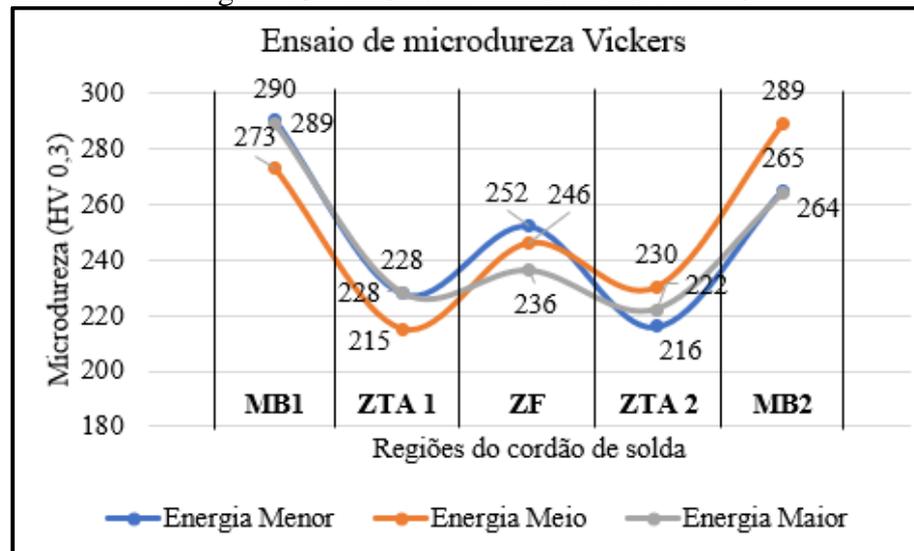
Tabela 9 – Resultados de microdureza Vickers

Amostra	MB1 (HV 0,3)	ZTA1 (HV 0,3)	MS (HV 0,3)	ZTA2 (HV 0,3)	MB2 (HV 0,3)
Energia Menor	290	228	252	216	265
Energia Meio	273	215	246	230	289
Energia Maior	289	228	236	222	264

Fonte: Autor (2022).

A Figura 43 apresenta graficamente os resultados de dureza obtidos no ensaio.

Figura 43 – Ensaio de microdureza Vickers



Fonte: Autor (2022).

Ao entrar na região da zona termicamente afetada (ZTA), a dureza do material decresce, isso ocorre pela presença de grãos regulares na região em comparação ao material base, ocasionando o alívio de tensões e com isso a redução das propriedades mecânicas, tal como a dureza. Após a queda é possível observar um aumento de dureza, caracterizado pela entrada na região de refino de grão, onde a disposição dos grãos favorece o aumento de tensões no local.

Na região da zona fundida (ZF) ou metal de solda, apresenta uma dureza menor do que a encontrada no metal de base (MB), tal característica é dada pelo fato de que o metal de solda passa por um ciclo térmico, alterando as propriedades mecânicas, deixando-as menores que as apresentadas no aço S700 MC.

5 CONCLUSÃO

No presente trabalho investigou-se as propriedades mecânicas e microestruturais do aço avançado de alta resistência mecânica S700 MC após o processo de soldagem. O principal objetivo foi avaliar o efeito da energia de soldagem sobre a zona termicamente afetada do aço.

Diferentes técnicas foram usadas para avaliar as características nas uniões soldadas, tais como: ensaio de tração, ensaio de dobramento, ensaios de macrografia e micrografia e, ensaio de dureza Vickers. Observaram-se modificações na zona termicamente afetada (ZTA) após o processo de soldagem, onde o aço apresentou um aumento no tamanho de grão. O aço S700 sofre uma transformação de fase na ZTA, da segunda fase apresentada pela literatura como martensita, para ferrita, essa sendo uma fase mais dúctil. Essa mudança de fase ocorre quando a martensita é aquecida até a temperatura crítica. O perfil de dureza mostrou que os grãos refinados do metal de base contribuem para uma maior resistência a tração.

Nas três condições de ensaio a ZTA apresentou uma redução de dureza, gerando uma possível região de ruptura no corpo de prova. Na condição de energia menor essa dureza representou um decréscimo médio de 11,9% na resistência a tração. Na condição de energia meio essa dureza representou um decréscimo médio de 9,8% na resistência a tração. Esse decréscimo médio menor das amostras de energia meio, pode estar ligado a questão de resfriamento. Já para a condição de energia maior essa dureza representou um decréscimo médio de 21,8% na resistência a tração, porém essa condição de ensaio apresentou defeitos de soldagem (falta de fusão e porosidade) ocasionados pelo mal posicionamento da tocha, o que impactou diretamente nos ensaios de tração e dobramento.

Quanto maior a energia de soldagem maior é a quantidade de calor transmitida para o metal de base, conseqüentemente gerando uma maior ZTA, conforme ensaios de macrografia. Para as condições de energia 0,9 kJ/mm, 1,1 kJ/mm e 1,3 kJ/mm o comprimento da ZTA ficou em 12,85 mm, 14,85 mm e 17,71 mm respectivamente. Ainda no ensaio de macrografia foi possível verificar a penetração total das amostras com energia menor e meio, já para condição de energia maior ficou explícito a falta de fusão.

Das condições testadas neste trabalho, conclui-se que as amostras soldadas com energia no meio tiveram os melhores desempenhos nos ensaios mecânicos.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir do trabalho realizado segue sugestões para trabalhos futuros:

- Fazer ensaios mecânicos e metalúrgicos com energias inferiores as utilizadas.
- Verificar o comportamento mecânico do aço S700 MC através de ensaios de fadiga.
- Estudar a troca do processo de soldagem ao arco pulsado por soldagem a laser, para tentar minimizar a ação da energia no material.
- Comparar os processos de soldagem ao arco elétrico e a laser através de ensaios mecânicos e metalúrgicos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM; **Metals Handbook Volume 6** – Welding, Brazing and Soldering, ASM International, 1993.

THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME IX**: ASME Boiler & Pressure Vessel Code. New York, 2019.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, Sir Robert. **Steels, Microstructure and Properties**. 3. ed. Amsterdam: Elsevier, 2006.

CALLISTER, William D.. **Ciência e Engenharia de Materiais, uma Introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2002.

COLPAERT, Hubertus. **Metálografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

DEMERI, Mahmoud Y. **Advanced High-Strength Steels**: science, technology and applications. USA: Copyright, 2013.

DINHAM, Mitchell; FANG, Gu. Autonomous weld seam identification and localisation using eye-in-hand stereo vision for robotic arc welding. **Robotics And Computer-Integrated Manufacturing**. Austrália, p. 288-301. fev. 2013.

ESAB. **OK ARISTOROD 69**. 2022. Disponível em: <https://www.esab.com.br/br/pt/products/filler-metals/mig-mag-wires-gmaw/low-alloy-wires/ok-aristorod-69.cfm>. Acesso em: 12 jun. 2022.

ESAB. **Backings Cerâmicos 3**. 2022. Disponível em: <https://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/backings-ceramicos-como-utilizar.cfm>. Acesso em: 16 jun. 2022.

FIGUEIREDO, Kléber Mendes de. **Tecnologia da Soldagem**. São Luiz do Maranhão: Centro de Educação do Maranhão – Centro de Mecânica e Materiais, 2005.

GORNI, Antônio Augusto. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Corte e Conformação de Metais**, São Paulo, p. 26-57, dez. 2008.

KEELER, Stuart; KIMCHI, Menachem; MOONEY, Peter J.. **Advanced High-Strength Steels**: application guidelines version 6.0. Middletown: Worldautosteel, 2017.

KUZIÁK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 8, n. 2, p. 103-117, 2008. ISSN 1644-9665.

LAJARIN, S. F. **Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços de alta resistência**. Tese de doutorado, Universidade Federal do Paraná, Brasil, 2012.

LINNERT, George E.. **Welding Metallurgy Carbon and Alloy Steels**. 4. ed. Florida: American Welding Society, 1994.

MACHADO, Ivan Guerra. **Condução do Calor na Soldagem: fundamentos & aplicações**. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2000.

MACHADO, Ivan Guerra. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre: Autor, 2007.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Ufmg, 2009.

MAURER, W.; ERNST, W.; RAUCH, R.; VALLANT, R.; ENZINGER, N.. **Evaluation of the factors influencing the strength of HSLA steel weld joint with softened HAZ**. *Welding In The World*, [S.L.], v. 59, n. 6, p. 809-822, 14 ago. 2015.

OKUMURA, Toshie; TANIGUCHI, Célio. **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. Rio de Janeiro: LTC, 1982.

RODRIGUES, S.M. **Estudo do comportamento em fadiga de juntas soldadas de aços bifásicos de alta resistência mecânica**. 2012. 122 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

RODRIGUES, Clóvis Ribeiro; CERSOSIMO, Arno Giuseppe. **Soldagem na Indústria do Petróleo**. Rio de Janeiro: Programa Petrobras de Editoração de Livros Didáticos, 2022.

SANTOS, Carlos Eduardo Figueiredo dos. **Processos de Soldagem: conceito, equipamentos e normas de segurança**. São Paulo: Érica, 2015.

SCOTTI, Américo; PONOMAREV, Vladimir. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. 2. ed. São Paulo: Artliber Editora Ltda, 2014.

SHAKIL, Saani; LU, Wei; PUTTONEN, Jari. Experimental studies on mechanical properties of S700 MC steel at elevated temperatures. **Fire Safety Journal**. Finlândia, p. 1-13. set. 2020.

SILVA, Ezio F. da; MACEDO, Jose Rubens; SCOTTI, Americo; OLIVEIRA, Jose Carlos de. **Power quality analysis of gas metal ARC welding process operating under different drop transfer modes**. XI Brazilian Power Electronics Conference, Natal, p. 129-135, set. 2011.

SOUZA, Sérgio Augusto de. **Composição química dos aços**. São Paulo: E. Blücher, 1989.

SPANOS, G.; WILSON, A. W.; KRAL, M. V.. New insights into the widmanstätten proeutectoid ferrite transformation: integration of crystallographic and three-dimensional morphological observations. **Metallurgical And Materials Transactions A**, New York, v. 36, n. 5, p. 1209-1218, maio 2005.

SSAB TUNNPLAT. **Strenx 700MC D/E: data sheet 2008br strenx 700mc d/e**. Sweden: Ssab, 2014.

SSAB TUNNPLAT, Sheet steel joining handbook. Sweden. SSAB Tunnplat, 2004.
Disponível em: < ssabdirect.com>. Acesso em: 01 out. 2022.

SUMIG. **Máquina de Soldagem Multiprocesso Alpha 510**. 2022. Disponível em:
<https://www.sumig.com/pt/produto/detalhe/maquina-de-soldagem-multiprocesso-alpha-510>.
Acesso em: 20 ago. 2022.

SUMIG. **Máquina para Mecanização de Solda e Corte Autotrack 50**. 2022. Disponível em:
<https://www.sumig.com/pt/produto/detalhe/maquina-para-mecanizacao-de-solda-e-corte-autotrack-50>. Acesso em: 13 jun. 2022.

SZYMCZAK, Tadeusz; MAKOWSKA, Katarzyna; KOWALEWSKI, Zbigniew L.. Influence of the Welding Process on the Mechanical Characteristics and Fracture of the S700MC High Strength Steel under Various Types of Loading. **Materials**, [S.L.], v. 13, n. 22, p. 5249, 20 nov. 2020.

THEWLIS, G.. Classification and quantification of microstructures in steels. **Materials Science And Technology**, Rotherham, p. 143-160, fev. 2004.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELO, Fábio Décourt Homem de. **Soldagem Processos e Metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 2004.

WANG, D. **Hydrogen cracking in multi-pass steel weld metals**, PhD Thesis, CIT, 1990.

WORD STEEL ASSOCIATION. **Environmental case study: an advanced high-strength steel family car**. 2008. Disponível em: <http://www.worldsteel.org>. Acesso em: 27 abril 2022.

ZHAO, Jingwei; JIANG, Zhengyi. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. **Progress In Materials Science**. Amsterdã, p. 174-242. maio 2018.