

**PÓLO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA  
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA  
REDONDA**

**CAMILA FAGUNDES DE PAULA  
GUEDES**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO**

**ESTUDO COMPARATIVO ENTRE  
JUNTAS SOLDADAS DE AÇO S355NL  
POR FCAW COM ARAME TUBULAR  
NACIONAL E IMPORTADO.**



**VOLTA REDONDA  
2020**

UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE  
PÓLO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA  
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA  
REDONDA

CAMILA FAGUNDES DE PAULA GUEDES

Estudo comparativo de juntas soldadas de aço S355NL por FCAW com arame tubular nacional e importado.

Dissertação Apresentada ao  
Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia Metalúrgica da  
Universidade Federal Fluminense,  
como requisito parcial para a  
obtenção do título de Mestre em  
Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Gláucio Soares da Fonseca

**Volta Redonda**  
**2020**

UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE  
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA  
REDONDA

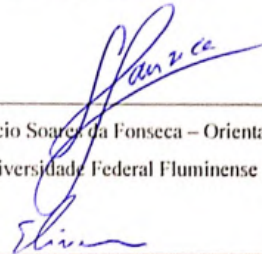
**CAMILA FAGUNDES DE PAULA GUEDES**

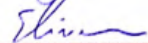
ESTUDO COMPARATIVO DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO S355NL POR  
FCAW COM ARAME TUBULAR NACIONAL E IMPORTADO

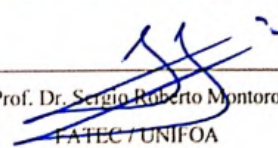
Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação  
em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal  
Fluminense (Volta Redonda), como requisito parcial  
para obtenção do título de Mestre em Engenharia  
Metalúrgica. Área de concentração: Processamento e  
Caracterização de Materiais.

BANCA EXAMINADORA

Aprovada em 13 de março de 2020  
BANCA EXAMINADORA

  
Prof. Dr. Gláucio Soares da Fonseca – Orientador  
UFF – Universidade Federal Fluminense

  
Prof. Dr. Elivelton Alves Ferreira  
UFF – Universidade Federal Fluminense

  
Prof. Dr. Sergio Roberto Montoro  
FATEC / UNIFOA

**Volta Redonda, RJ  
2020**

*“Alguns homens vêem as coisas como são, e dizem ‘Por quê?’ Eu sonho com as coisas  
que nunca foram e digo ‘Por que não?’”*  
*(George Bernard Shaw)*

## **DEDICATÓRIA**

Dedico essa dissertação a Deus primeiramente e a minha família, que me proporcionou acreditar nos meus sonhos para que mais uma etapa fosse alcançada. Dedico também a todos que de alguma forma depositaram confiança em mim e me fizeram seguir em frente.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por mais essa etapa não me desamparou, que manteve firme nos meus propósitos.

A minha mãe que sempre me incentivou e me deu suporte para estudar e evoluir profissionalmente. Serei eternamente grata por cada conselho.

A minha filha Isadora Fagundes Guedes que sempre foi o motivo para não desistir no meio da caminhada.

Ao meu esposo Igor dos Santos Guedes que sempre foi tão paciente e empenhado em me manter focada e motivada. Sua motivação foi essencial.

Aos amigos, familiares e colegas de trabalho que sempre torceram pelo meu sucesso.

Ao meu orientador Prof. Dr. Gláucio Soares da Fonseca, por todo o ensinamento, apoio e exemplo de profissionalismo.

Ao meu Prof. Dr. Elivelton Alves Ferreira por tanta disponibilidade e atenção na UFF Pólo Aterrado durante os ensaios eletroquímicos.

Ao Lucas Rosate Leite dos Santos e Gabrielle Cristine Lemos Duarte Freitas pela cooperação nos ensaios.

Ao Eng<sup>o</sup>. Luiz Antônio da Silva pela disponibilidade e paciência em ajudar.

A Eng.<sup>a</sup> Vivian Kaline Souto de Moraes Nascimento por sua ajuda e empenho.

Ao MSc. Márcio Teodoro Fernandes por tanto incentivo e paciência em me manter persistente.

Ao Dr. Leonardo Martins da Silva por toda a ajuda e apoio com o MEV.

A todos os professores que pude aprender com ensinamentos tanto na graduação quanto na pós-graduação.

A todos que de alguma maneira me ajudaram e me incentivaram nessa grande trajetória.

## RESUMO

Os aços estruturais são materiais com bastante aplicabilidade industrial, pois possuem boa resistência mecânica e fácil soldabilidade. As aplicações estão voltadas para diversas áreas como: naval, petroquímica, tubulações, construção civil, entre outras. Para a fabricação e acabamento de um submarino são realizadas inúmeras soldas em etapas de montagem por subseções e seções. E o arame tubular que é empregado nessas soldas é importado (de origem francesa) e já vem sendo utilizado nos processos de soldagem da parte interna na montagem de um submarino. E este processo de soldagem com o material importado já foi homologado devido a apresentar boa qualidade de forma geral. Contudo, essa importação torna altos os custos de fabricação e lenta a espera para chegada do produto importado. Desta maneira, para desenvolver fabricantes nacionais na área de consumíveis, surgiu a possibilidade de caracterizar um metal de adição nacional que mantivesse, de forma similar, a microestrutura, e por conseguinte, suas propriedades mecânicas e eletroquímicas em relação ao material importado, a fim de proporcionar confiabilidade e soldas de boa qualidade. Assim, o presente trabalho teve por objetivo a caracterização microestrutural, mecânica e eletroquímica de um aço estrutural grade S355NL soldado pelo processo FCAW com arame tubular nacional e importado. A caracterização microestrutural foi realizada com o auxílio de microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). Para a caracterização mecânica foi realizado os ensaios: de tração, dureza Vickers e impacto a temperatura ambiente e a -40°C. Na caracterização eletroquímica foram geradas curvas de polarização onde as amostras foram expostas a uma solução de 3,5% de NaCl para avaliar o comportamento em meios corrosivos. De forma geral, os materiais nacional e importado, se comportaram de maneira homogênea e uniforme, sendo possível a utilização do material nacional para uso nas soldagens da construção do submarino, diminuindo o tempo na chegada do material e os custos com importações.

**Palavras-chave:** Caracterização microestrutural, aço S355NL, corrosão generalizada, NaCl.

## **ABSTRACT**

*The structural steels are materials with high industrial applicability, as they have good mechanical resistance and easy weldability. The applications are aimed at several areas such as: naval, petrochemical, piping, civil construction, among others. To manufacture and finish a submarine, several assembly steps are performed by subsections and assemblies. The tubular wire that is used in these welds is imported (from French origin) and has already been used in the internal welding processes in the assembly of a submarine. This welding process with imported material has already been approved due to the presentation of good quality in general. However, this import becomes higher and costs slower for the arrival of the imported product. Thus, in order to develop national manufacturers in the consumption area, the possibility arose of characterizing a nationally added metal that maintains a similar shape to the microstructure and, because of its mechanical and electrochemical characteristics in relation to the imported material. In order to offer good quality features and welds. Thus, the present work aimed to characterize microstructural, mechanical and electrochemical characteristics of structural steel of class S355NL, welded by the FCAW process with the national and imported tubular name. A microstructural characterization was performed with the aid of optical microscopy (MO) and scanning electron (SEM). For mechanical characterization performed in tests: tensile test, Vickers hardness and impact on ambient temperature and -40°C. In the electrochemical characterization, polarization curves were generated, where the samples were exposed to a 3.5% NaCl solution for evaluation or behavior in corrosive media. In general, the materials national and imported behave in a homogeneous and uniform way, being possible to use the national material for use in the welding of submarine construction, decreasing the time of arrival of the material and the costs with use.*

**Keywords:** *Microstructural characterization, S355NL steels, corrosion generate, NaCl.*



## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1</b> - Aço S355NL e suas características (GORITSKII; SHNEYDEROV; LUSHKIN, 2013).....	27
<b>Tabela 2</b> - Resultados dos ensaios de tração realizada a 0°C de um aço S355 soldado por soldagem subaquática (GAO <i>et al.</i> , 2016). ....	32
<b>Tabela 3</b> - Composição química de aços forjados S355NL (C1, CW1 e CW5) (ZHAO <i>et al.</i> , 2012).....	39
<b>Tabela 4</b> - Limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e ensaio de impacto do aço S355NL (AUTOR, 2020). ....	42
<b>Tabela 5</b> - Composição química do material S355NL (AUTOR, 2020).....	42
<b>Tabela 6</b> - Características e propriedades do arame tubular nacional (A) (AUTOR, 2020). ....	43
<b>Tabela 7</b> - Características e propriedades do arame tubular importado (B) (AUTOR, 2020). ....	43
<b>Tabela 8</b> - Composição química do arame tubular nacional (A) (AUTOR, 2020).....	44
<b>Tabela 9</b> - Composição química do arame tubular importado (B) (AUTOR, 2020)....	44
<b>Tabela 10</b> - Parâmetros de soldagem (AUTOR, 2020).....	46
<b>Tabela 11</b> - Dados do procedimento interno para soldagem de aço S355, onde e é equivalente a espessura (AUTOR, 2020).....	47
<b>Tabela 12</b> - Tamanho médio dos grãos no MB, ZTA e ZF (AUTOR, 2020).....	61
<b>Tabela 13</b> - Resultado limite de escoamento, limite de resistência e alongamento (AUTOR, 2020).....	66
<b>Tabela 14</b> - Valores usados no cálculo de obtenção do coeficiente de encruamento (n) e coeficiente de resistência (k) (AUTOR, 2020).....	68
<b>Tabela 15</b> - Resultado do ensaio de impacto Charpy (Amostra A) (AUTOR, 2020)....	70
<b>Tabela 16</b> - Resultado ensaio de impacto Charpy (Amostra B) (AUTOR, 2020).....	70
<b>Tabela 17</b> - Valores de $\log  i $ (AUTOR, 2020).....	75
<b>Tabela 18</b> – Taxa de corrosão (AUTOR, 2020). ....	76

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1</b> – Micrografia de um aço estrutural S355 J2, onde P significa perlita e PF ferrita primária (FIGUEIRÔA, 2016). .....	16
<b>Figura 2</b> – Esquema ilustrativo no processo metalúrgico durante a laminação a quente. (LINO, 2017). .....	18
<b>Figura 3</b> - Exemplo de nomenclatura e siglas de aço estrutural S355J2 (AMARAL <i>et al.</i> , 2016). .....	20
<b>Figura 4</b> - Aço S355J0 soldado a arco com eletrodo tubular com 25mm de espessura. (a) zona fundida (b) ZTA e (c) metal de base (OGATA <i>et al.</i> , 2016). .....	20
<b>Figura 5</b> - Ilustração do processo FCAW com proteção gasosa (BARBEDO, 2011). ..	22
<b>Figura 6</b> - Figura esquemática do processo FCAW autoprottegido (BARBEDO, 2011)	23
<b>Figura 7</b> - Representação esquemática do equipamento do processo FCAW com proteção gasosa (SÁBIO, 2007). .....	23
<b>Figura 8</b> - Geometria de seção transversal de arame tubular (DALCIN, 2012).....	25
<b>Figura 9</b> - Lamelas de Perlita (P) em uma imagem de MEV de um aço S355 (FIGUEIRÔA, 2016). .....	29
<b>Figura 11</b> - Perfil de Dureza Vickers ao longo da solda de um aço S355NL soldado por feixe de eletrons (TU; SCHMAUDER; WEBER, 2012). .....	31
<b>Figura 12</b> - Curvas de energia absorvida x Temperatura para material CCC e CFC (CALLISTER, 1999, VALTONEN, 2018). .....	34
<b>Figura 13</b> - Energia de impacto (J) x Temperatura (°C) para aços S355, 400 HB e 500HB em corpos de prova longitudinais e transversais de ensaio de impacto (PANDOLFI, 2006). .....	35
<b>Figura 14</b> - Figura representativa de comparação de aços S235, S275 e S355 em relação à taxa de corrosão x tempo (dias) em solução 3% de NaCl (GASSAMA <i>et al.</i> , 2015). ..	36
<b>Figura 15</b> - Detalhamento do aço S355 imerso em 5% de NaCl com pH 6,5 por (a) 10 dias, (b) 20 dias, (c) 40 dias e (d) 80 dias (HE; SONG; KONG, 2019).....	38
<b>Figura 16</b> - Curvas de polarização dos aços C1, CW1 e CW5 (ZHAO <i>et al.</i> , 2012). ...	40
<b>Figura 17</b> - Curva Potenciodinâmica do aço S355 em solução de NaCl a 3,56% (SOARES, 2012). .....	40
<b>Figura 18</b> - Determinação do $I_{corr}$ (WOLYNEC, 2003) .....	41
<b>Figura 19</b> - Dimensões do material de base (em mm) (AUTOR, 2020).....	45
<b>Figura 20</b> - Croqui do tipo de junta e das dimensões da junta (AUTOR, 2020). .....	45
<b>Figura 21</b> - Sequência de deposição de passes na soldagem (AUTOR, 2020). .....	46
<b>Figura 22</b> – Disposição dos corpos de prova na chapa soldada (AUTOR, 2020). .....	48
<b>Figura 23</b> - Perfil de Dureza (AUTOR, 2020).....	51
<b>Figura 24</b> - Corpo de prova longitudinal antes do ensaio de tração com pintura da área útil (a), Ruptura do corpo de prova após término do ensaio (b) (AUTOR, 2020). .....	51
<b>Figura 25</b> - Corpo de Prova do antes Ensaio de Impacto (a), Corpo de prova após a ruptura do ensaio de impacto (b), configuração da base do Corpo de prova (c) (AUTOR, 2020). .....	52
<b>Figura 26</b> - Foto representativa do ensaio de curvas de polarização (AUTOR, 2020)..	53
<b>Figura 27</b> - Exemplo da curva de Tafel no Programa Origin Pro 8 (Região A-ZTA) (AUTOR, 2020). .....	54
<b>Figura 28</b> - Foto da macrografia da Amostra A (Nacional) – unidade em mm (AUTOR, 2020). .....	55

<b>Figura 29</b> - Foto da macrografia da Amostra B (Importado) - unidade em mm (AUTOR, 2020). .....	56
<b>Figura 30</b> - Micrografia do metal base com grãos ferríticos (F) e pontos de perlita (P) no microscópio ótico (a) e MEV (b) (AUTOR, 2020). .....	56
<b>Figura 31</b> - Foto da microestrutura da região de transição ZTA/MB (esquerda para direita) da amostra A com 200x de aumento (AUTOR, 2020). .....	57
<b>Figura 32</b> - Foto da microestrutura do detalhamento da ZTA com aumento de 500x na amostra A (AUTOR, 2020). .....	57
<b>Figura 33</b> - Foto da microestrutura do detalhamento da ZF na amostra A com aumento de 500x (AUTOR, 2020). .....	58
<b>Figura 34</b> - Foto da microestrutura da região de transição MB/ ZTA (esquerda para direita) da amostra B com 200x de aumento (AUTOR, 2020). .....	59
<b>Figura 35</b> - Foto da microestrutura do detalhamento da ZTA com aumento de 500x na amostra B (AUTOR, 2020). .....	59
<b>Figura 36</b> - Foto da microestrutura do detalhamento da ZF com aumento de 500x na amostra B (AUTOR, 2020). .....	60
<b>Figura 37</b> – Fração volumétrica dos constituintes (%) – Amostra A e B – Região do MB (AUTOR, 2020). .....	62
<b>Figura 38</b> – Fração volumétrica dos constituintes (%) – Amostra A (acima) e Amostra B (embaixo) – Região da ZTA (AUTOR, 2020). .....	63
<b>Figura 39</b> - Fração volumétrica dos constituintes (%) – Amostra A (à esquerda) e Amostra B (à direita) – Região da ZF (AUTOR, 2020). .....	63
<b>Figura 40</b> - Resultado do Ensaio de Dureza da Amostra A (AUTOR, 2020). .....	64
<b>Figura 41</b> - Resultado do Ensaio de Dureza da Amostra B (AUTOR, 2020). .....	65
<b>Figura 42</b> - Gráfico Tensão x Deformação (AUTOR, 2020). .....	67
<b>Figura 43</b> - Curvas $\ln\sigma$ x $\ln\epsilon$ das amostras A e B (AUTOR, 2020). .....	68
<b>Figura 44</b> - Foto dos corpos de prova de ensaio de impacto após a ruptura, amostra A à esquerda e amostra B à direita (AUTOR, 2020). .....	69
<b>Figura 45</b> - Gráfico representativo da amostra A no ensaio de impacto para temperatura ambiente e em baixa temperatura (AUTOR, 2020). .....	72
<b>Figura 46</b> - Gráfico representativo da amostra B no ensaio de impacto para temperatura ambiente e em baixa temperatura (AUTOR, 2020). .....	72
<b>Figura 47</b> - Foto da microestrutura do detalhamento da transição ZTA/ZF (esquerda para direita) com aumento de 100x na amostra B (AUTOR, 2020). .....	73
<b>Figura 48</b> - Curva de polarização das regiões de MB, B-ZTA, B-ZF, A-ZTA e A-ZF (AUTOR, 2020). .....	75
<b>Figura 49</b> – Gráfico representativo da taxa de corrosão por ano (AUTOR, 2020). .....	77

## LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

Ag – Elemento prata  
AWS – *American Welding Society*  
CCC – Cúbico de corpo centrado  
CE – Carbono Equivalente  
CFC – Cúbico de face centrada  
Cl- Elemento cloro  
CO<sub>2</sub> – Gás carbônico  
CP – Corpo de prova  
Cu - Elemento Cobre  
d – Densidade  
ε - Deformação  
E - Módulo de elasticidade  
E<sub>corr</sub> – Potencial de corrosão  
EDS - *Energy Dispersive System*  
E<sub>ocp</sub> – Potencial a circuito aberto  
E<sub>p</sub> – Potencial de pites  
FA- Ferrita acicular  
FCAW – *Flux cored arc welding*  
Fe – Elemento ferro  
GMAW – *Gas metal arc welding*  
i<sub>corr</sub> – corrente de corrosão  
K- Coeficiente de resistência  
MAG – *Metal active gas*  
MB – Metal de base  
MET – Microscopia eletrônica de transmissão  
MEV – Microscopia Eletrônica de varredura  
MIG – *Metal inert gas*

MM – massa molar  
Mn- Elemento manganês  
Mo – Elemento molibdênio  
MO – Microscopia ótica  
N – Elemento nitrogênio  
n – número de elétrons  
n- Coeficiente de encruamento  
N<sub>2</sub> – Gás nitrogênio  
NaCl – Cloreto de sódio  
Ni - Elemento níquel  
O – Elemento oxigênio  
O<sub>2</sub> – Gás oxigênio  
OCP- Potencial a circuito aberto  
P - Elemento fósforo  
P – Perlita  
SAW – *Submerged arc welding*  
Si – Elemento silício  
Ti – Elemento titânio  
TTDF – Temperatura de transição dúctil-frágil  
U<sub>R</sub> - Módulo de resiliência  
U<sub>T</sub> - Módulo de tenacidade  
V – Elemento vanádio  
W – Elemento tungstênio  
ZF – Zona fundida  
ZTA – Zona termicamente afetada  
Δl - Alongamento  
σ - Tensão  
σ<sub>e</sub> - Limite de escoamento  
σ<sub>u</sub> - Limite de resistência à tração  
u – taxa de corrosão  
φ - Estricção

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>15</b>
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	<b>17</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>18</b>
<b>3.1 Aços Estruturais - grade S355</b> .....	<b>18</b>
<b>3.2 Processo de soldagem FCAW</b> .....	<b>21</b>
<b>3.3 Metal de Adição – Arame tubular</b> .....	<b>24</b>
<b>3.4 Técnicas de Caracterização Microestrutural</b> .....	<b>25</b>
<b>3.4.1 Microscópio Ótica</b> .....	<b>26</b>
<b>3.4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)</b> .....	<b>28</b>
<b>3.5 Técnicas de Caracterização Mecânica</b> .....	<b>30</b>
<b>3.5.1 Ensaio de Dureza</b> .....	<b>30</b>
<b>3.5.1.1 Ensaio de Dureza Vickers (HV)</b> .....	<b>30</b>
<b>3.5.2 Ensaio de Tração</b> .....	<b>31</b>
<b>3.5.3 Ensaio de Impacto</b> .....	<b>32</b>
<b>3.5.3.1 Energia absorvida em função da temperatura</b> .....	<b>34</b>
<b>3.6 Curvas de polarização potenciodinâmica</b> .....	<b>38</b>
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>42</b>
<b>4.1 Materiais</b> .....	<b>42</b>
<b>4.1.1 Aço S355NL</b> .....	<b>42</b>
<b>4.1.2 Consumíveis de Soldagem</b> .....	<b>43</b>
<b>4.2 Métodos</b> .....	<b>45</b>
<b>4.2.1 Experimentos</b> .....	<b>47</b>
<b>4.3 Ensaios</b> .....	<b>49</b>
<b>4.3.1 Ensaios Metalográficos</b> .....	<b>49</b>
<b>4.3.2 Micrografia das regiões de Metal de Base, ZTA e Região da Solda</b> .....	<b>49</b>
<b>4.3.3 Fração Volumétrica e Tamanho Médio de Grão</b> .....	<b>50</b>
<b>4.3.4 Macrografia</b> .....	<b>50</b>
<b>4.4 Ensaios Mecânicos</b> .....	<b>50</b>
<b>4.4.1 Ensaio de Dureza Vickers</b> .....	<b>50</b>
<b>4.4.2 Ensaio de Tração</b> .....	<b>51</b>
<b>4.4.3 Ensaio de Impacto</b> .....	<b>52</b>
<b>4.5 Ensaio Eletroquímico de Corrosão</b> .....	<b>52</b>
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>55</b>
<b>6 CONCLUSÕES</b> .....	<b>78</b>
<b>7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	<b>80</b>
<b>8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	<b>81</b>

# 1 INTRODUÇÃO

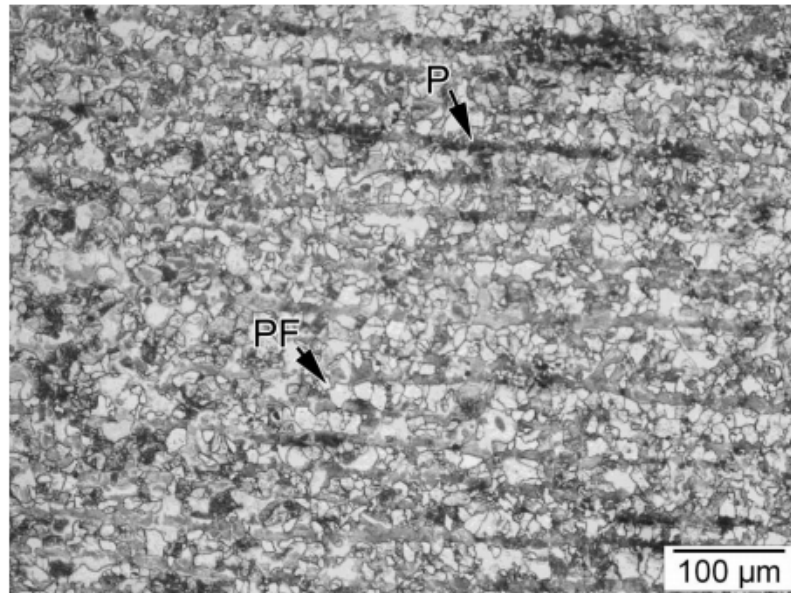
Os aços são produzidos em grande variedade de tipos e formas, atendendo cada aplicação. Esta variedade decorre da contínua necessidade de adequação do produto e as exigências em função do mercado, através da composição química, das propriedades específicas e da forma final do produto (CALLISTER, 1999; DALCIN, 2012).

Os aços em geral possuem em sua composição química quantidades limitadas de elementos como: carbono, silício, manganês, enxofre e fósforo; os demais elementos químicos estão presentes em quantidade residual.

Os chamados aços estruturais têm bastante aplicação para as indústrias, pois eles possuem resistência mecânica, boa trabalhabilidade e soldabilidade. As aplicações dos aços estruturais estão voltadas para construção civil, tubulações, estruturas *off-shore* e em indústria naval. Nas tubulações de pressão na área naval os aços estruturais possuem alguns requisitos que se fazem levar em conta na combinação de propriedades de resistência, soldabilidade e tenacidade (FIGUEIRÔA, 2016).

O carbono é o principal responsável pelo aumento de resistência mecânica e ainda pela ductilidade, trabalhabilidade e a soldagem. Devido a este motivo ele é mantido em baixo percentual, enquanto os demais elementos de liga são introduzidos para melhoria de propriedades no aço (ARZOLA; ARAQUE, 2013; CHIAVERINI, 2005)

Neste trabalho foi usado o aço S355NL que apresenta a microestrutura conhecida como ferrítica-perlítica, como se pode observar na Figura 1 (FIGUEIRÔA, 2016).



**Figura 1** – Micrografia de um aço estrutural S355 J2, onde P significa perlita e PF ferrita primária (FIGUEIRÔA, 2016).

Para a fabricação e acabamento de um submarino são realizadas inúmeras soldas em etapas de montagem por subseções e seções. E o arame tubular que é empregado nessas soldas é importado de origem francesa e já vem sendo utilizado nos processos de soldagem da parte interna na montagem de um submarino. E este processo de soldagem com o material importado já foi homologado devido a apresentar boa qualidade de forma geral. Contudo essa importação torna altos os custos de fabricação para a empresa fictícia ABC Ltda. e lenta a espera para chegada do produto importado.

Desta maneira, para desenvolver fabricantes nacionais na área de consumíveis, surgiu à possibilidade de caracterizar um metal de adição que mantivesse de forma similar ao metal de adição importado sua microestrutura, propriedades mecânicas e eletroquímicas em relação ao importado. A fim de proporcionar confiabilidade e soldas de boa qualidade. Assim, o presente trabalho teve por objetivo a caracterização microestrutural, mecânica e eletroquímica de um aço estrutural grade S355NL soldado pelo processo FCAW com arame tubular nacional (material A) e importado (material B).



## 2 OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho foi verificar a viabilidade da soldagem de chapa S355NL pelo processo FCAW (*Flux Cored Arc Welding*) utilizando um arame tubular nacional, ao invés de arame tubular importado.

Os objetivos específicos:

- Estabelecer um estudo comparativo entre as características mecânicas e metalúrgicas de cada um dos consumíveis separadamente;
- Identificar as microestruturas formadas nas juntas soldadas nas regiões do Metal de Base (MB), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF);
- Comparar através dos ensaios destrutíveis as propriedades mecânicas e metalúrgicas dos consumíveis soldados no aço S355NL e comparar se o mesmo possui condições de ser utilizado na substituição do consumível importado;
- E ainda comparar o comportamento eletroquímico de ambos os materiais soldado com arame tubular nacional e importado.

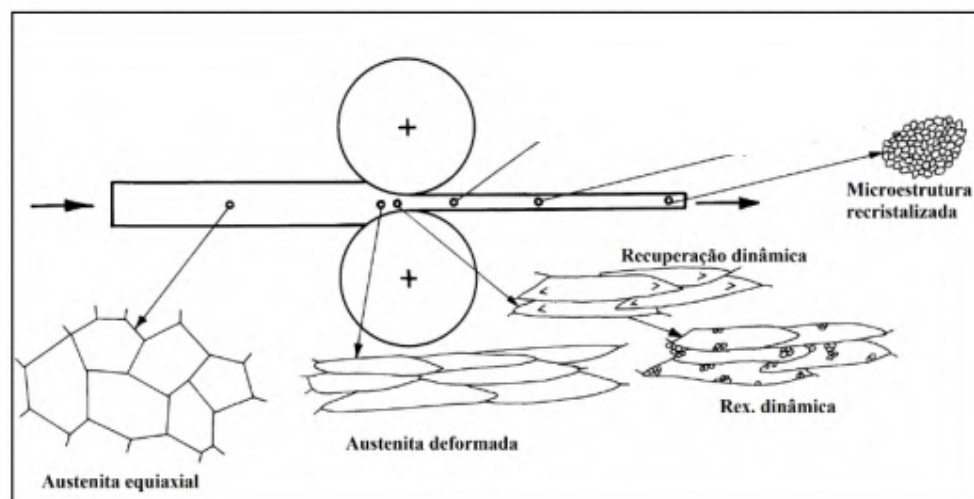
### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços Estruturais - grade S355

A grande utilização de aços no mundo deve continuar em crescimento, devido à necessidade do crescimento das atividades industriais e o aumento da população (MARSON, 2015).

Os aços estruturais são aços carbono-mangânês ou microligados de baixa, média ou alta resistência mecânica. Eles são produzidos por meio de laminação convencional, laminação controlada ou laminação controlada mais resfriamento acelerado, conforme Figura 2. As aplicações no geral são voltadas para componentes estruturais de pontes, edifícios, galpões, torres eólicas, máquinas agrícolas, implementos rodoviários, entre outros (FONTOURA *et al.*, 2011).

A utilização dos aços estruturais torna possível o projeto de estrutura mais leve, mais esbelto e mais simples. O aço S355 apresenta, segundo a norma EN10025:2004, limite de escoamento mínimo de 355 MPa e resistência a tração que varia de 470 a 630 MPa (FONTOURA, *et al.*, 2011).



**Figura 2** – Esquema ilustrativo no processo metalúrgico durante a laminação a quente. (LINO, 2017).

As características deste tipo de aço são: boa ductilidade, boa soldabilidade e susceptibilidade a corte por chama (sem endurecimento).

Os aços estruturais foram desenvolvidos para atender a indústria de petróleo e gás, contudo ele apresenta uma aplicabilidade para vários segmentos. São caracterizados pelo aumento de resistência a tração e tenacidade, conjuntamente com redução do carbono equivalente, o que resulta em ótima soldabilidade. O baixo carbono equivalente também proporciona boa conformabilidade (AMARAL *et al.*, 2016).

Com o carbono equivalente é possível relacionar a composição química dos aços que possuem a tendência de se tornarem frágeis, o elemento carbono nos aços possui influência na temperabilidade e na dureza final de uma junta soldada (DALCIN, 2012).

O cálculo de carbono equivalente é feito em cima do % em peso dos elementos químicos que compõem o aço. Um aço baixo carbono, por exemplo, tem tendência de apresentar boa soldabilidade e as chances de surgir trincas na solda são menores (MODENESI; MARQUES; BRACARENSE, 2005).

$$CE_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} (\%) \quad (1)$$

Onde:

$CE_{eq}$  = Carbono equivalente

C = carbono

Mn = manganês

Cr = cromo

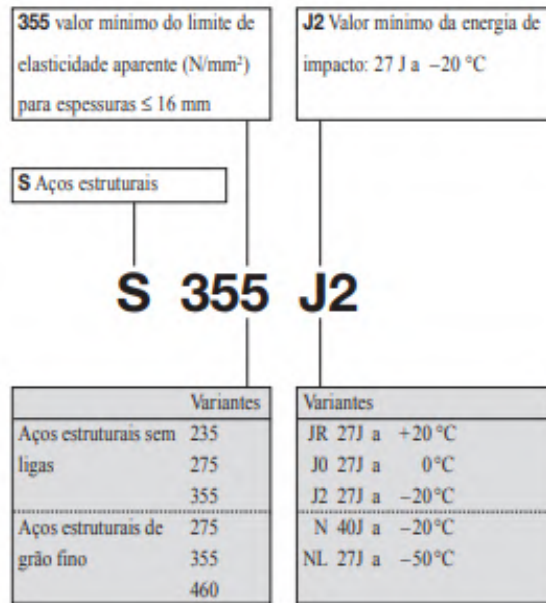
Mo = molibdênio

V = vanádio

Ni = níquel

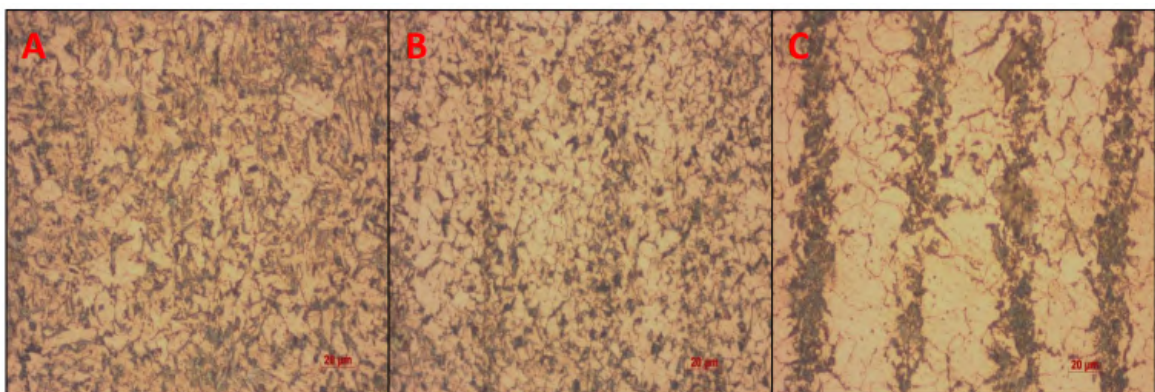
Cu = cobre

Os aços estruturais de acordo com a Figura 3 se encontram na norma DIN EN10025-3 e se classificam conforme as siglas exemplificadas abaixo.



**Figura 3** - Exemplo de nomenclatura e siglas de aço estrutural S355J2 (AMARAL *et al.*, 2016).

Em um estudo feito para avaliação de soldabilidade do aço S355J0 soldados a arco com eletrodo tubular (E71T-1C), a amostra possuía espessura de 25 mm e a microestrutura apresentada na zona fundida, ZTA e metal de base encontra-se na Figura 4. A microestrutura presente é ferrita (região clara) e perlita (região escura). Na Figura 4(c) percebe-se um alinhamento de microestrutura devido à alta concentração de elementos químicos nessa região (OGATA *et al.*, 2016).



**Figura 4** - Aço S355J0 soldado a arco com eletrodo tubular com 25mm de espessura. (a) zona fundida (b) ZTA e (c) metal de base (OGATA *et al.*, 2016).

### 3.2 Processo de soldagem FCAW

O processo de soldagem FCAW (*Flux Cored Arc Welding*) ou soldagem a arco elétrico utilizando arame tubular surgiu da tentativa de agrupar a prática de soldagem com eletrodo revestido junto à produtividade e qualidade do processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) (DALCIN, 2012).

A exploração deste processo começou por volta de 1920 com pequenas extensões de varetas. Nesta época existia dificuldade para produzir arames de pequenos diâmetros. Outro impasse foi à determinação da relação de densidade ótima entre escória e metal fundido na sobreposição total da escória, ou seja, a proteção adequada; o que foi resultando em desinteresse pelo processo (SÁBIO, 2007).

O surgimento de processo de fato se deu por volta de 1954, onde o interesse voltou, aliado à proteção gasosa de base de CO<sub>2</sub> com uso de arames que continham um fluxo interno. Nos dias de hoje este processo proporciona uma importância, pois alia as vantagens do processo de eletrodo revestido com sistema de proteção, mais a disponibilidade comercial com vantagens de processo MIG/MAG (*Metal Inert Gas / Metal Active Gas*), como alta produtividade e facilidade de automação. No caso de GMAW - MIG/MAG citados anteriormente a soldagem é realizada por arco elétrico, estabelecido entre o arame sólido e a peça, para proteção gasosa com gases inertes utiliza-se MIG, argônio ou hélio, por exemplo; e com gases ativos (MAG) tais como CO<sub>2</sub>, argônio + CO<sub>2</sub>, argônio + O<sub>2</sub> ou combinação dos três gases (DALCIN, 2012).

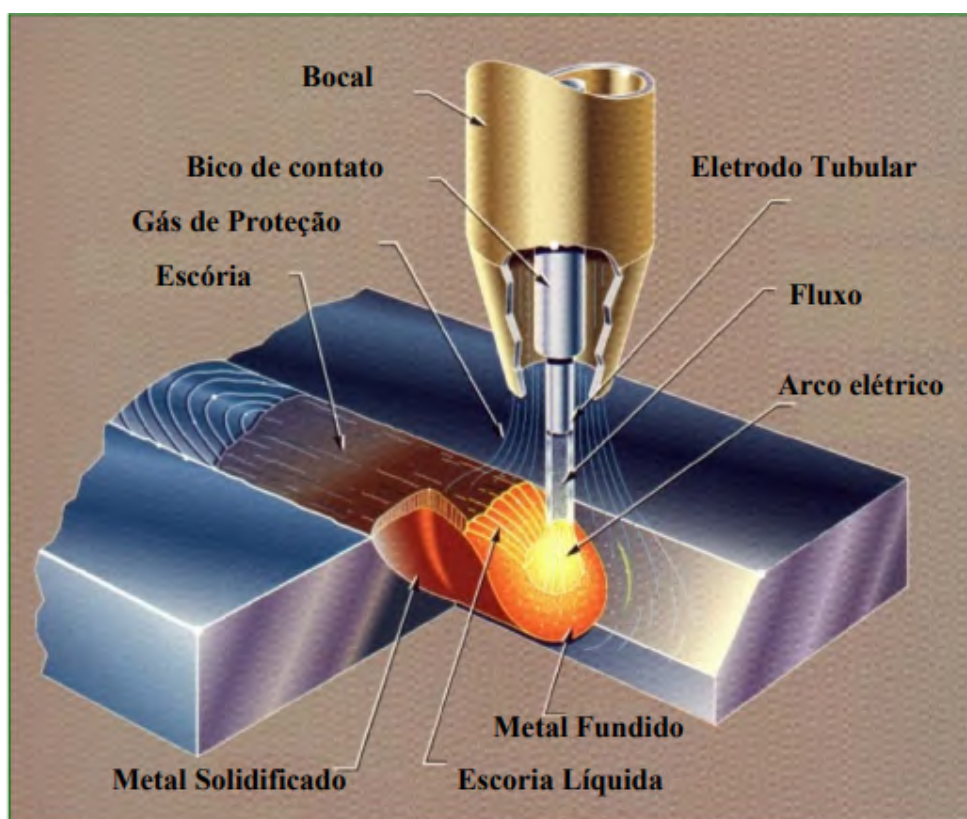
O processo FCAW (*Flux Cored Arc Welding*) foi evoluindo e foram surgindo algumas variações como à soldagem de arame tubular com autoproteção gasosa ou processo de soldagem que utiliza fluxo externo aglomerado para proteção do cordão de solda, conhecido como SAW (*Submerged Arc Welding*). O processo FCAW possui várias semelhanças com o processo GMAW em relação aos equipamentos e princípios de funcionamento.

A soldagem FCAW possui vantagens como:

- Elevadas taxas de deposição, pois possui alta densidade de corrente;
- Facilidade para soldar vários elementos de liga;
- Boa qualidade superficial;
- Facilidade na remoção de escórias.

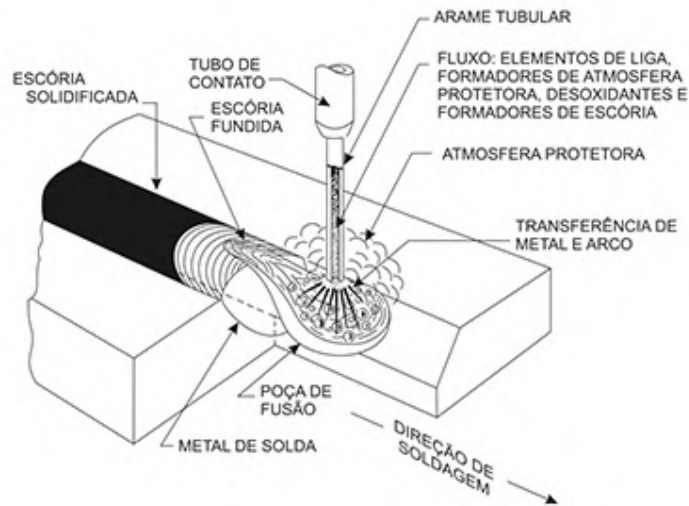
Já os pontos negativos se resumem ao devido excesso de fumos que este processo apresenta e o custo elevado dos arames (SÁBIO, 2007).

A soldagem FCAW possui um arco voltaico estabelecido entre o metal de base e um tubo metálico que é alimentado continuamente, enquanto o arame é preenchido por um fluxo fusível. Este processo de soldagem pode ser automático ou semiautomático, e apresentado duas variações – uma com proteção adicional de um gás externo e outra sem proteção externa de gás ou autoprotégido. No método com proteção gasosa, existe o gás de proteção adicional, geralmente o CO<sub>2</sub> puro ou misturas desse gás com argônio. No caso de autoproteção, a escória, os elementos desoxidantes e desnitrantes e os gases produzidos no processo protegem o cordão de solda da atmosfera, principalmente O<sub>2</sub> e N<sub>2</sub>. A Figura 5 apresenta o esquema para o processo de soldagem FCAW com gás de proteção (BARBEDO, 2011).



**Figura 5** - Ilustração do processo FCAW com proteção gasosa (BARBEDO, 2011).

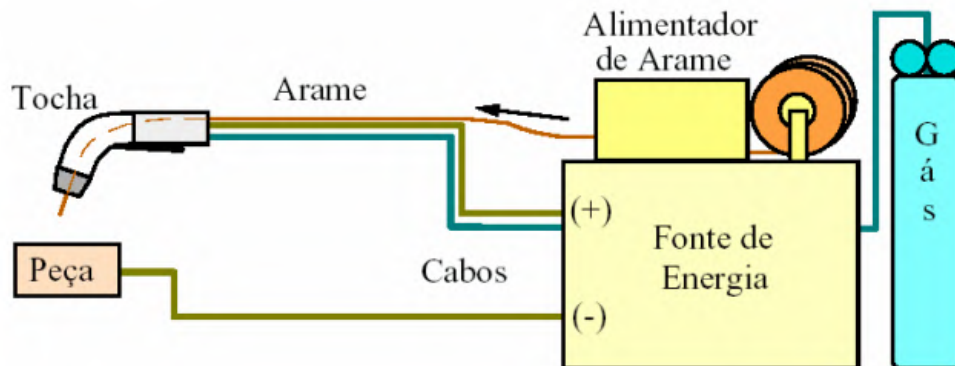
Já na Figura 6, tem-se o esquema ilustrativo do processo de soldagem FCAW com autoproteção, que produz proteção para a poça de fusão e para o arco elétrico.



**Figura 6-** Figura esquemática do processo FCAW autoprottegido (BARBEDO, 2011)

Existem diferenças entre os equipamentos de FCAW com proteção gasosa e os autoprottegidos. No caso dos com proteção gasosa, a tocha é mais robusta, o que faz necessário o uso de um bocal com direcionamento do gás, que diminui a visibilidade do soldador em relação à poça de fusão. Para o autoprottegido, o equipamento é mais simples. Só é necessária uma fonte de energia e sistema de alimentação para arame.

A Figura 7 representa o equipamento de soldagem FCAW com proteção gasosa. A fonte de energia representada tem característica de tensão constante, o que permite a auto ajustagem na estabilização do comprimento do arco.



**Figura 7 -** Representação esquemática do equipamento do processo FCAW com proteção gasosa (SÁBIO, 2007).

### 3.3 Metal de Adição – Arame tubular

Nos últimos anos aumentou-se a procura pelo processo de soldagem com arames tubulares. Essa procura se deu por conta dos resultados com alta taxa de deposição (DALCIN, 2012; SÁBIO, 2007).

O desenvolvimento dos arames foi para atender as necessidades das empresas de aumentar a competitividade e de reduzir custos. O processo de soldagem FCAW é semelhante ao processo MIG/MAG, até mesmo no que se refere aos equipamentos utilizados. Neste caso, o arame utilizado na soldagem é tubular, sendo seu interior preenchido por um fluxo, o que garante a este processo características especiais (SÁBIO, 2007).

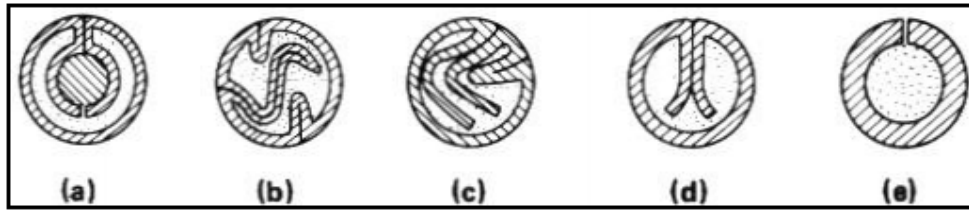
O fluxo contido no interior do consumível aliado à proteção gasosa externa produz soldas com boa qualidade, arco estável e baixo nível de respingos. O metal depositado em relação às propriedades mecânicas depende da composição química do fluxo. Os elementos de liga que compõem o fluxo interno podem melhorar a resistência mecânica do cordão de solda formado.

Devido sua versatilidade, os metais de adição podem ser utilizados em praticamente todos os aços, variando de aços carbono aos de alta resistência, ainda podendo ser depositadas em superfícies sujeita a abrasão. Os arames tubulares apresentam em seu interior um fluxo fusível que pode ser básico ou rutilico, mas também existem arames tubulares compostos que são constituídos de componentes metálicos.

Para o processo FCAW, o fluxo mais utilizado é o rutilico, pois apresenta mais facilidade para formação da gota, além de proporcionar a soldagem fora de posição, devido à formação de escória, que permite uma boa sustentação da poça de fusão (ROHDE, 2010).

Os diâmetros dos consumíveis de arame tubular variam de 1,0 a 3,2 mm e a sua geometria ou configuração metal/fluxo (seção transversal) varia de acordo com a Figura 8. A geometria mais simples é a Figura 8 (e) e também são baratas e de fácil fabricação, já as geometrias mais complexas Figura 8 (a, b, c e d) são projetadas de maior diâmetro, com características de estabilidade de arco superiores, melhor soldabilidade e, ainda, dificuldade para soldagem fora da posição plana (ROHDE, 2010).





**Figura 8-** Geometria de seção transversal de arame tubular (DALCIN, 2012).

A *American Welding Society* (AWS) classifica os arames tubulares para soldagem a arco voltaico, de acordo com a descrição abaixo:

#### AWS EXXT-XMJ HZ

Onde:

E – significa um eletrodo para soldagem a arco;

X – primeiro, indica o limite de resistência mínimo (ksi) do metal de solda depositado;

X – segundo, posição de soldagem, por exemplo, 0 (plana, horizontal) e 1 (todas);

T – arame tubular com fluxo interno;

X – terceiro, usinabilidade e desempenho (polaridade e passes);

M – indica mistura de proteção gasosa;

J – indica os requisitos de tenacidade;

HZ – indica o teor de hidrogênio difusível no metal.

Quando o metal de adição possui alma metálica a letra T que significa tubular é trocada por C, designando um arame composto.

A escolha do arame tubular na soldagem deve seguir fatores como: soldagem monopasse ou multipasses, uso ou não de gás de proteção, tipo de corrente, posições de soldagem e propriedades mecânicas desejadas para o cordão de solda (BARBEDO, 2011).

### 3.4 Técnicas de Caracterização Microestrutural

Inúmeros defeitos são encontrados nos materiais cristalinos, estes defeitos são: vazios, trincas, contornos de grãos, contornos de subgrãos, contornos de macla, falhas

de empilhamento, discordâncias, defeitos puntiformes e de constituintes microestruturais, tais como fases e inclusões.

Para melhor entendimento é uma boa ideia ter noção do tipo, da quantidade e distribuição desses defeitos e, às vezes, até para a previsão das propriedades dos materiais.

No ensaio metalográfico busca-se relacionar a estrutura íntima do material. E pode ser de forma macrográfica e micrográfica (BAPTISTA; SOARES; NASCIMENTO, [s.d]).

No caso de macrografia, examina-se a olho nu com ampliação até 50x o aspecto da superfície após ser devidamente polida e atacada com reagente apropriado; após esta etapa tem-se ideia da homogeneidade do material, a distribuição e natureza de falhas, a impureza e o processo de fabricação, a qualidade da solda e etc. Já para casos de micrografia, por meio de um microscópio podem-se observar as fases presentes e identificar a granulação (tamanho de grão), o teor de carbono, a natureza, forma, quantidade, a distribuição de constituintes, entre outros (PADILHA; JUNIOR, 1987). Para identificar as propriedades físicas presentes em um material, pode-se usar algumas técnicas como:

- MO (Microscopia Ótica);
- MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura), EBSD (Difração de Elétrons Retroespalhados);
- MET (Microscopia Eletrônica de Transmissão);
- DRX (Difração de Raio-X).

### **3.4.1 Microscópio Ótica**

O exame posterior de uma superfície polida geralmente não revela traços de suas características estruturais. Então para obter-se uma visão completa dentro da estrutura, a superfície polida deve ser tratada de modo que possa tornar possível a visualização por meio de um microscópio ótico.

Na microscopia ótica, o contraste da imagem é resultado da diferença de reflectividade da luz nas diversas regiões da microestrutura, uma vez que o sistema é constituído basicamente pela fonte de iluminação e do sistema de lentes. Para materiais que são opacos à luz visível, como é o caso dos metais, da maioria dos cerâmicos e dos

polímeros, somente a superfície pode ser observada e a mesma precisa ser cuidadosamente preparada de maneira a revelar os detalhes da microestrutura.

Uma das limitações da microscopia ótica é o aumento máximo conseguido que fica em torno de 2000 vezes. Pequenos detalhes estruturais não são possíveis de serem detectados através desta técnica (BAPTISTA; SOARES; NASCIMENTO, [s.d]; DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007).

A resolução do microscópio óptico é determinada pelo comprimento de onda da luz visível. Por microscopia pode-se notar muitos defeitos cristalinos (contornos de grão, contornos de macla e contornos de sub-grão) e constituintes microestruturais maiores que 0,5  $\mu\text{m}$  (ROHDE, 2010).

Goli-Oglu (2015) concluiu que para aços S355NL a ferrita variou de 75-82% e a perlita ficou entre 18-25%. Além disso, nestes aços com 20 mm de espessura a ferrita tinha morfologia poligonal e o tamanho de grão entre 8 a 9  $\mu\text{m}$ . Quando o aço passa pelo processo de normalização na laminação a quente e ele é composto por vanádio (V) e nitrogênio (N), ele tem facilidade na formação de carbonitretos de V e N. Isso é devido à ferrita que são locais preferenciais para nucleação e crescimento de partículas nos contornos de grãos vizinhos.

Segundo Goritskii, et al. (2013), em seus resultados práticos com aço S355NL, constatou-se as seguintes informações da Tabela 1.

**Tabela 1** - Aço S355NL e suas características (GORITSKII; SHNEYDEROV; LUSHKIN, 2013).

<b>Aço</b>	<b>Espessura (mm)</b>	<b>Estrutura</b>	<b>Tamanho de grão ferrítico (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>% Fração perlítica</b>
S355NL na superfície	80	Ferrita + perlita	14,8	12,1
S355NL meia espessura	80	Ferrita + perlita + carbonetos	16,8	12,1

### 3.4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Um microscópio eletrônico de varredura utiliza um feixe de elétrons ao invés de fótons usados no microscópio óptico convencional, o que resulta na resolução de problemas ligados com a luz branca (MALISKA, [S.d.]).

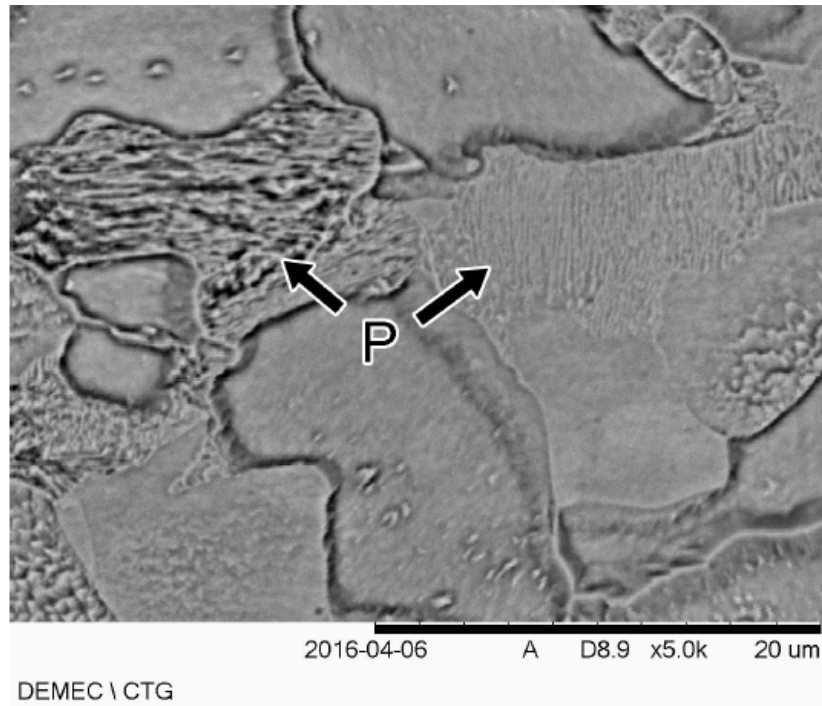
O MEV é um aparelho que pode fornecer de forma rápida informações sobre a morfologia e identificação dos elementos químicos de uma amostra sólida. Existem várias áreas onde pode-se utilizar este aparelho, como: biologia, odontologia, farmácia, engenharia, química, metalurgia, física, medicina e geologia (PARIS; MULAZZANI; PARIS, 2012).

A microscopia eletrônica de varredura consiste geralmente na emissão de um feixe de elétrons por um filamento de tungstênio ou hexaboreto de lantânio ( $\text{LaB}_6$ ). O feixe passa por lentes eletromagnéticas condensadas, diagramas e bobinas para ser controlado e reduzido. Este feixe incide sobre a amostra e cria uma série de sinais que são emitidos/captados na forma de elétrons (retroespalhados, secundários, absorvidos, transmitidos e difratados) e fótons (raios-x ou fotoluminescentes). Tais sinais são captados por detectores sendo amplificados e processados na forma de imagem onde são analisados cada tipo de sinal (MALISKA, [S.d.]).

Na microscopia eletrônica de varredura os sinais de maior interesse para a formação da imagem são os elétrons secundários e os retroespalhados.

À medida que o feixe de elétrons primários vai varrendo a amostra, estes sinais vão sofrendo modificações de acordo com as variações da superfície. Os elétrons secundários fornecem imagens de topografia da superfície da amostra e são os responsáveis pela obtenção das imagens de alta resolução, já os retroespalhados fornecem imagens características de variação de composição (MALISKA, [s.d.]).

Figueiroa (2016) em seu trabalho confirmou por meio de MEV a estrutura de lamelas de perlita (P) em um aço S355 (FIGUEIRÔA, 2016).



**Figura 9** - Lamelas de Perlita (P) em uma imagem de MEV de um aço S355 (FIGUEIRÔA, 2016).

### 3.5 Técnicas de Caracterização Mecânica

Os tópicos subsequentes serão apresentados de forma resumida.

#### 3.5.1 Ensaio de Dureza

Basicamente, a dureza de um material pode ser avaliada pela capacidade de um material produzir uma impressão ou um risco em outro material.

O ensaio de dureza mais comum é a aplicação de uma carga na superfície da peça com um penetrador que causa deformação elástica e em seguida deformação plástica, a marca deixada então é medida e, assim, a sua dureza pode ser estimada.

Pode-se dividir o ensaio de dureza em três tipos principais, dependendo da maneira com que o ensaio é conduzido: por penetração (Brinell, Rockwell e Vickers), por choque (Shore) e por risco (Mohs) sendo este mais utilizado em minerais e pouco em metais (GARCIA, 2000).

##### 3.5.1.1 Ensaio de Dureza Vickers (HV)

Este método é amplamente utilizado em pesquisas, pois sua metodologia permite uma escala de dureza contínua para a mesma carga. Com este ensaio pode-se verificar a dureza dos materiais de 5 até 1500, na escala de dureza Vickers (KANTOVISCKI, 2005).

Este ensaio relaciona carga aplicada a área superficial da impressão. O penetrador padronizado é uma pirâmide de diamante de base quadrada e com um ângulo de 136° entre faces opostas, e as cargas do penetrador variam de 10 a 120 kgf (GARCIA, 2000).

A forma da impressão depois de retirada da carga é a de um losango regular, cujas diagonais devem ser medidas por um microscópio acoplado à máquina de teste (com exatidão de medição de 0,001 mm) e a média dessas duas medidas é utilizada para a determinação da dureza Vickers, dada pela seguinte expressão (2):

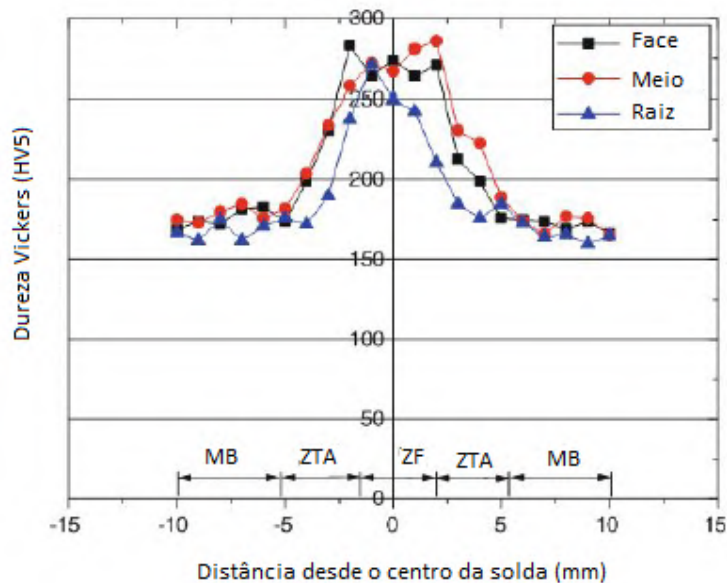
$$HV = 0,102 \cdot \frac{2 \cdot P \cdot \sin(\theta/2)}{d^2} = 0,189 \cdot \frac{P}{d^2} \quad (3)$$

Onde,

$P$  = carga (N);

$d$  = comprimento da diagonal da impressão (mm); e  $\theta = 136^\circ$ .

A Figura 10 apresenta um perfil de dureza Vickers de um aço S355NL soldado pelo processo de feixe de elétrons, onde a dureza varia de aproximadamente 150-300 HV5 (usou-se 5 kgf). O procedimento se deu desde o centro da linha da solda na zona fundida (ZF), passando pela ZTA (zona termicamente afetada) e finalizando no MB, (metal de base). A ZF e a transição ZF/ZTA apresentam um valor maior da dureza em relação ao MB, segundo os autores, devido à fusão e solidificação rápida e também a presença de martensita ao longo da ZF. As regiões do perfil de dureza variaram da raiz da solda, o meio da espessura e na face da solda (TU, SCHMAUDER e WEBER, 2012).



**Figura 10-** Perfil de Dureza Vickers ao longo da solda de um aço S355NL soldado por feixe de elétrons (TU; SCHMAUDER; WEBER, 2012).

### 3.5.2 Ensaio de Tração

Para a seleção de um tipo de material para um projeto são avaliadas as propriedades mecânicas e o comportamento mecânico do mesmo. O ensaio de tração pode ser classificado como um ensaio mecânico estático e consiste na aplicação de uma determinada carga de tração uma barra de seção transversal constante que seja suficiente para rompê-la. Mede-se a variação no comprimento ( $l$ ) como função da carga aplicada

(P) e, após o tratamento adequado dos resultados, obtém-se uma curva tensão ( $\sigma$ ) versus a deformação ( $\epsilon$ ) do corpo de prova.

Este método é amplamente utilizado na indústria de componentes mecânicos, devido ao fornecimento de dados quantitativos das características mecânicas dos materiais. Os resultados fornecidos pelo ensaio de tração são fortemente influenciados pela temperatura, velocidade de deformação, anisotropia do material, tamanho de grão, porcentagem de impurezas, bem como pelas condições ambientais (BELTOLDI, 2016).

Em seus estudos, Gao et al. (2016), obtiveram após um ensaio de tração transversal de um aço S355 realizado a 0°C os valores da Tabela 2.

Uma correlação foi detectada, à medida que a energia de soldagem aumentou percebeu-se que o limite de resistência decresceu. Devido ao aumento na quantidade de calor na ZF, a microestrutura se apresentou mais macia. Para energia de soldagem de 0,8 kJ/mm o limite de resistência ficou próximo ao do metal de base que era de 523 MPa, especificado pelo fabricante, já as demais energias tiveram rupturas na zona fundida (GAO et al., 2016).

**Tabela 2** - Resultados dos ensaios de tração realizada a 0°C de um aço S355 soldado por soldagem subaquática (GAO et al., 2016).

<i>Energia de Soldagem (kJ/mm)</i>	<i>Limite de resistência (MPa)</i>	<i>Local de ruptura</i>
0,8	530	Metal Base
	540	Metal Base
1,5	533	Metal Base
	520	Zona Fundida
2,5	510	Zona Fundida
	515	Zona Fundida

### 3.5.3 Ensaio de Impacto

Este ensaio consiste em submeter o corpo de prova entalhado e padronizado, a uma flexão provocada por impacto por meio de um martelo pendular. Pode-se determinar a energia usada na deformação e ruptura do corpo de prova, que é a medida da diferença entre a altura inicial do pêndulo e a altura máxima atingida após o rompimento do corpo de prova.



Faz-se necessário a padronização do corpo de prova e também as condições de ensaio, sendo assim as características do martelo e a velocidade do ensaio também são itens a serem padronizados (BAYER, 2013).

O corpo de prova é entalhado para poder criar uma situação de estado triaxial de tensões, ou seja, permite localizar a fratura e é um concentrador de tensões. Se não houvesse entalhe, o corpo de prova deformaria plasticamente e poderia não se romper.

Quanto menor for à energia absorvida, mais frágil será a característica do material. Para entender o ensaio se faz necessário considerar a energia transferida, absorvida e dissipada (BAYER, 2013; CALLISTER, 1999)

É um ensaio usado amplamente para avaliação da transição dúctil-frágil dos materiais, este ensaio também é uma forma rápida e com baixo custo de se comparar diferentes materiais.

Quando se quer analisar a tenacidade do material e o comportamento dúctil-frágil do material se utiliza o ensaio de impacto Charpy, sendo preciso analisar o tipo de falha a diversas temperaturas. O comportamento frágil é o modo mais crítico de falha, pois ele se dá de forma repentina. Existem algumas condições que propiciam o surgimento do comportamento frágil em materiais dúcteis: o estado triaxial de tensões, baixas temperaturas e taxa de deformação elevada (BELTOLDI, 2016; KANTOVISCKI, 2005).

Com um ensaio de impacto pode-se obter as seguintes informações:

- A energia absorvida (obtida pela leitura da máquina);
- Contração ou expansão: obtida por meio das dimensões finais na região da fratura, comparando com as iniciais;
- Aparência da fratura: obtida pela avaliação da face da fratura.

Aços para aplicação *offshore* precisam possuir boa tenacidade na ZTA e, além disso, baixo teor de enxofre e ausência de grandes inclusões são de grande valia para o desempenho dos mesmos na ZTA. Aços como S355NL possuem baixo teor de enxofre o que impacta na transição de temperatura dúctil-frágil conseguindo chegar a 50 J a -40°C, como foi explicado nos estudos de OMAJENE (2014).

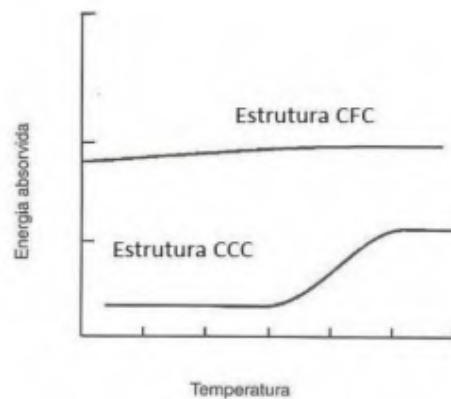
Em seus estudos, Amaral et al. (2016) constataram que este aço S355 soldado pelo processo de arco submerso em -52 °C obteve-se 27 J de energia absorvida após a fratura por impacto, ou seja, a temperatura de transição abaixo de -50 °C demonstrou

boa aplicabilidade deste aço soldado em baixas temperaturas (AMARAL *et al.*, 2016). O valor obtido de 27 J é o exigido pela norma apresentada na Figura 2.

### 3.5.3.1 Energia absorvida em função da temperatura

Realiza-se uma série de ensaios a diferentes temperaturas, para se determinar a TTDF (temperatura de transição dúctil-frágil), de fato ocorre uma diferença abrupta de energia o que tornaria difícil precisar a TTDF sem os variados ensaios com variadas temperaturas (VALTONEN *et al.*, 2019).

Materiais CFC (cúbico de face centrada) mesmo em baixa temperatura apresentam-se dúcteis, já os CCC (cúbico de corpo centrado) apresentam a TTDF, como na Figura 11.

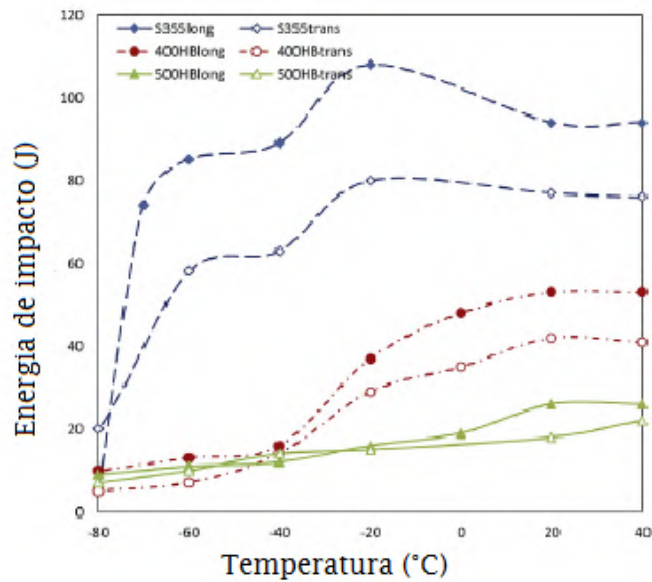


**Figura 11-** Curvas de energia absorvida x Temperatura para material CCC e CFC (CALLISTER, 1999, VALTONEN, 2018).

Segundo Goli-Oglu *et al.* (2015), para aços normalizados (S355NL) com percentual de carbono variando de 0,16 a 0,18% e espessura de 100 a 150 mm, sua resistência ao impacto foi de 60 a 120 J a  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Pandolfi (2006), analisou a energia absorvida em função da temperatura para 3 aços. São eles: o aço S355 (aço estrutural), o aço 400 HB (aço martensítico) e aço 500HB (aço martensítico). Os aços estruturais ferríticos e os martensíticos são amplamente usados na construção naval, mas como apresentam uma estrutura cúbica de corpo centrado que são suscetíveis a passar pela TTDF em baixas temperaturas, ou seja, em temperaturas sub zero o material pode sofrer uma falha inesperada caso ele passe de

dúctil para frágil repentinamente. Estes 3 aços foram submetidos a ensaios de impacto em alta velocidade tanto na condição longitudinal quanto transversal, como apresentado na Figura 12. Pode se observar que o aço S355 apresenta uma diminuição acentuada da energia de impacto entre  $-60^{\circ}\text{C}$  a  $-80^{\circ}\text{C}$ , enquanto os demais aços tiveram a queda de energia em temperatura mais elevadas (entre  $-20^{\circ}\text{C}$  a  $-40^{\circ}\text{C}$ ), ou seja, o aço S355 é mais dúctil em relação aos outros, apresentando a transição dútil-frágil somente a partir de  $-60^{\circ}\text{C}$ .



**Figura 12** - Energia de impacto (J) x Temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ ) para aços S355, 400 HB e 500HB em corpos de prova longitudinais e transversais de ensaio de impacto (PANDOLFI, 2006).

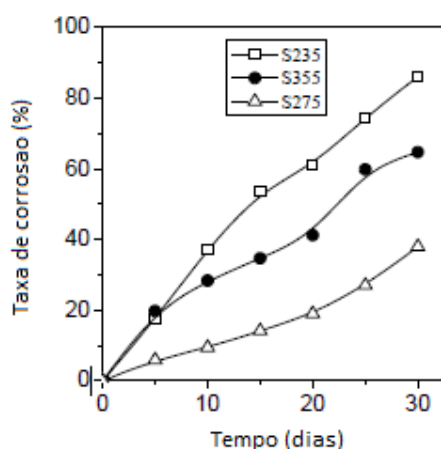
### 3.5.5 Corrosão

A deterioração causada por meio físico-químico entre o material e o seu meio, representa alterações prejudiciais indesejáveis sobre o material, por exemplo, desgaste, variações químicas ou estruturais, em muitas das vezes impossibilitando o uso do equipamento (GASSAMA *et al.*, 2015).

Os problemas com corrosão são frequentes e ocorrem em indústrias químicas, petrolíferas, naval, petroquímica, de construção civil, automobilística, no segmento de aviação, ferroviário, metroviário, odontologia, medicina, entre outros (GENTIL, 1996).

Os custos com a corrosão gerada em equipamentos nos dias de hoje são cada vez mais elevados devido a manutenção com os processos de proteção, em alguns casos pode ser que tenha que haver substituição do equipamento que sofreu deterioração (GASSAMA *et al.*, 2015; HE; SONG; KONG, 2019).

Após 30 dias de exposição em atmosfera úmida em 3% de NaCl os aços S235, S275 e S355 apresentaram suas respectivas taxas de corrosão, como apresentado na Figura 13. Essa exposição em NaCl representou uma atmosfera marítima. O aço S355 apresenta uma taxa de corrosão mediana em relação aos demais aços. Apenas o S275 possuía cromo em sua composição química, o que resultou em uma menor taxa de corrosão nesse aço. Segundo GASSAMA, *et al.*, (2015), apesar da taxa de corrosão do S355 ter sido regular, ele apresentou uma corrosão menos homogênea em relação aos demais, os outros aços apresentaram uma corrosão uniforme.



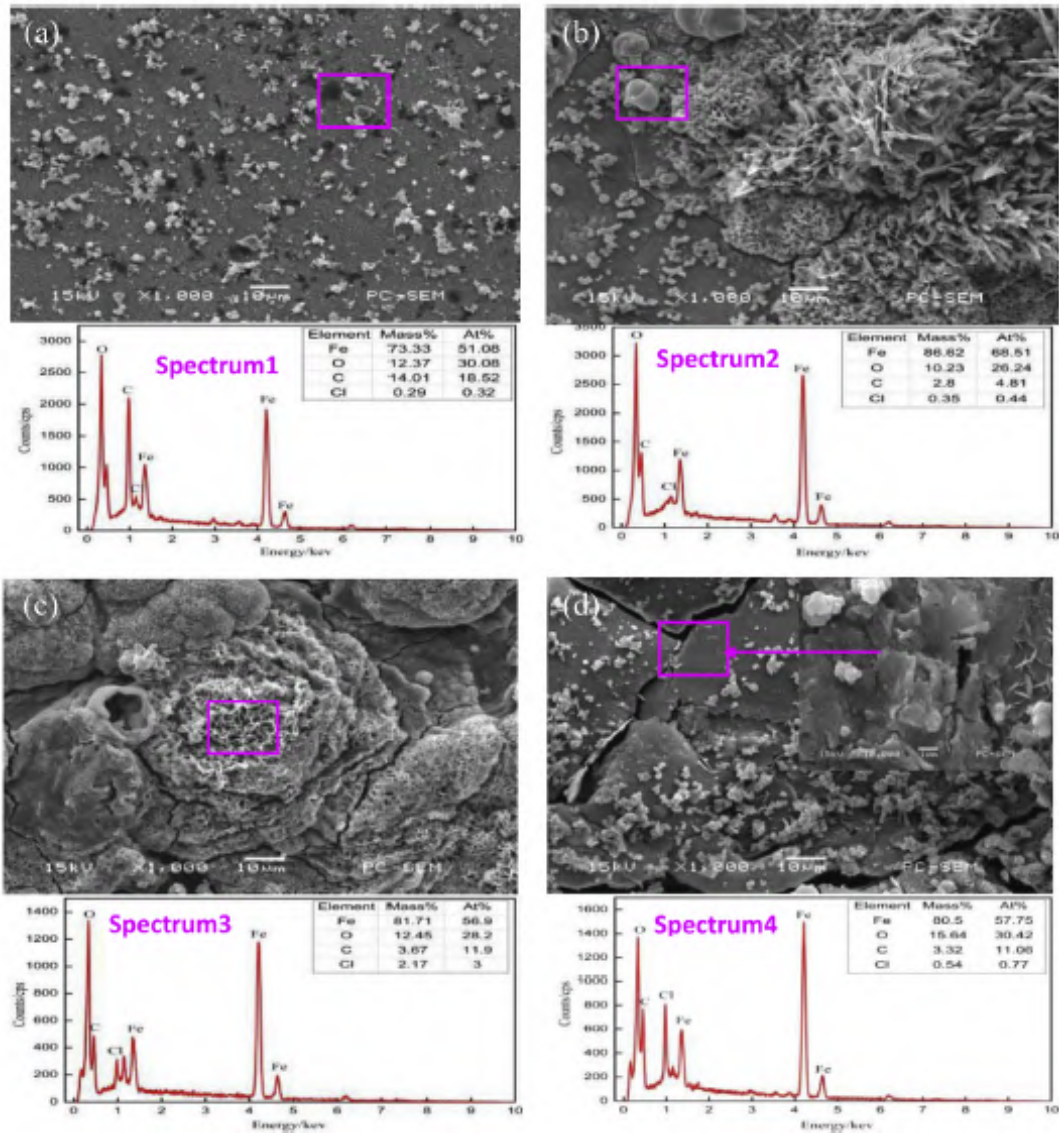
**Figura 13** - Figura representativa de comparação de aços S235, S275 e S355 em relação à taxa de corrosão x tempo (dias) em solução 3% de NaCl (GASSAMA *et al.*, 2015).

HE; SONG; KONG, (2019) observaram seu estudo que no aço S355 mergulhado em uma solução de 5% de NaCl com pH de 6,5 por diferentes períodos de tempo (10, 20, 40 e 80 dias) ocorreu a precipitação de material metálico. Após a imersão por 10 dias (Figura 14 – a), obteve-se uma grande quantidade de corrosão por pites na superfície, e produtos de corrosão granular estavam dispersos ao longo da borda dos pites. Antes da corrosão realmente iniciar, existia o processo de filme de passivação  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> na superfície sobre a ação do ar. Com a imersão na solução de NaCl, os íons de Cl<sup>-</sup> tem pequenos raios atômicos e penetraram nos orifícios originais do filme e destruiu o efeito de proteção do filme.

Como o metal dentro do pite é ativo e o potencial é negativo, assim fora do pite o estado é passivo e o potencial positivo, formando no lado de fora do pite uma célula de corrosão galvânica.

Com 20 dias (Figura 14 – b), a morfologia da corrosão mudou. Assemelhando-se a um favo de mel, e se espalhou por toda a área da superfície devido a forte atividade eletroquímica de  $\gamma$ -FeOOH, que acelera o processo corrosivo.

A corrosão foi se acumulando ao longo dos dias, dentro e fora dos pites, onde a migração de oxigênio é mais difícil e, com isso, aos 40 dias (Figura 14 – c) o tamanho do pite foi aumentado. E, por fim, aos 80 dias surgiu uma corrosão por frestas (Figura 14 – d) (HE; SONG; KONG, 2019).



**Figura 14** - Detalhamento do aço S355 imerso em 5% de NaCl com pH 6,5 por (a) 10 dias, (b) 20 dias, (c) 40 dias e (d) 80 dias (HE; SONG; KONG, 2019).

### 3.6 Curvas de polarização potenciodinâmica

As reações eletroquímicas que podem surgir na interface do material dependem do potencial do eletrodo no qual a superfície foi submetida, e a análise destas reações pode ser realizada por meio do potencial aplicado e a corrente gerada nas reações eletroquímicas (anódicas e catódicas) que se desenvolvem. Através da varredura contínua do potencial e a corrente, pode-se estudar o comportamento eletroquímico do material por meio das suas respectivas curvas de polarização (GASSAMA *et al.*, 2015; LEIBEL, 2007).

A técnica de polarização potenciodinâmica é usada para obter a curva de polarização e possui uma varredura contínua do potencial. O potencial inicial pode ser o potencial de corrosão (potencial de circuito aberto), quando é imerso o material na solução, ou em potenciais que tem predomínio de reações catódicas (menores que o potencial de corrosão), elevando-se o potencial à velocidade de varredura constante (GASSAMA *et al.*, 2015).

Existem alguns fatores que podem influenciar na curva de polarização: a velocidade da varredura, a composição da solução, o tempo de imersão e a temperatura de ensaio.

Nas curvas de polarização, a corrente é dada em valores absolutos e é dividida pela área do material, e surge o conceito de densidade de corrente.

Para se estudar o comportamento eletroquímico de um material em um potencial de eletrodo diferente do potencial de corrosão é necessário o uso de um potenciostato, para que seja possível impor ao eletrodo o potencial desejado em relação ao eletrodo de referência, e pode-se medir a corrente de polarização e ainda registrá-la por meio de potencial (PANOSSIAN *et al.*, 2014).

Na Tabela 3, apresentam-se as composições de 3 diferentes tipos de aço forjado de S355NL. Estes aços passaram por um estudo para analisar seu comportamento quanto à adição de tungstênio (W) na sua composição química, e assim correlacionar com a resistência à corrosão dos mesmos (ZHAO *et al.*, 2012).

**Tabela 3** - Composição química de aços forjados S355NL (C1, CW1 e CW5) (ZHAO *et al.*, 2012).

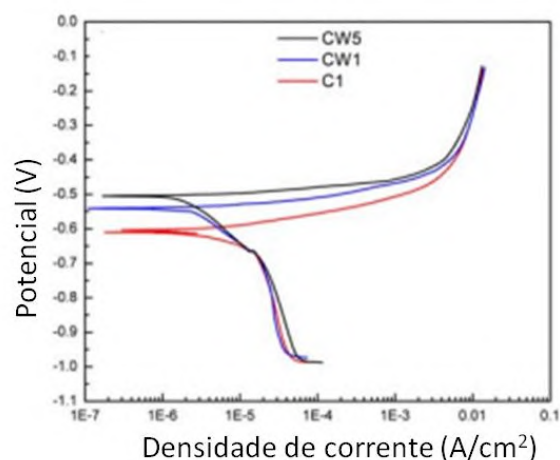
	C	Mn	Cr	Ni	Cu	Si	Al	V	Nb	Ti	P	S	N	W
C1	0.17	1.2	0.1	0.02	0.02	0.47	0.02	0.01	0.02	0.02	0.01	0.01	0.006	-
CW1	0.17	1.2	0.1	0.02	0.02	0.47	0.02	0.01	0.02	0.02	0.01	0.01	0.006	0.1
CW5	0.17	1.2	0.1	0.02	0.02	0.47	0.02	0.01	0.02	0.02	0.01	0.01	0.006	0.5

Na Figura 15, apresentam-se 3 curvas de polarização anódica e catódica para os 3 diferentes tipos de aços C1, CW1 e CW5, apresentados na Tabela 3. Sendo que estes aços ficaram em solução de 1% de NaCl em temperatura ambiente. A área da corrosão nas amostras foi determinada igual a 1 cm<sup>2</sup> e a faixa de potencial a ser trabalhado foi de 0 a 300 mV e a taxa de varredura de 0,5 mV/s.

O potencial de corrosão é o potencial que indica o início do processo de corrosão e o valor correspondente ao ponto de menor valor de densidade de corrente da curva de

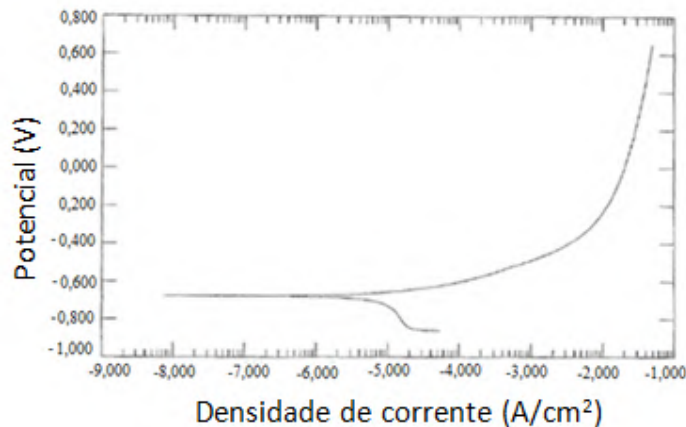
polarização. Já a densidade de corrente indica a velocidade das reações de corrosão, quanto maior a corrente, maior será a corrosão (ZHAO *et al.*, 2012).

Não foi observada nenhuma região de passivação nas curvas de polarização. De fato, a adição de W tornou as densidades de correntes menos negativos e os potenciais mais positivos que C1. Assim como a resistência a corrosão foi melhorada após a adição de W nos aços.



**Figura 15** - Curvas de polarização dos aços C1, CW1 e CW5 (ZHAO *et al.*, 2012).

Em um estudo para analisar a corrosão no aço S355, foi preparada solução de NaCl a 3,56% a fim de simular a quantidade de sal presente na água do mar. A velocidade de varredura foi de 0,25 mV/s, o potencial inicial usado de -860 mV e o potencial final foi de 1500 mV, de acordo com a Figura 16 (SOARES, 2012).



**Figura 16** - Curva Potenciodinâmica do aço S355 em solução de NaCl a 3,56% (SOARES, 2012).



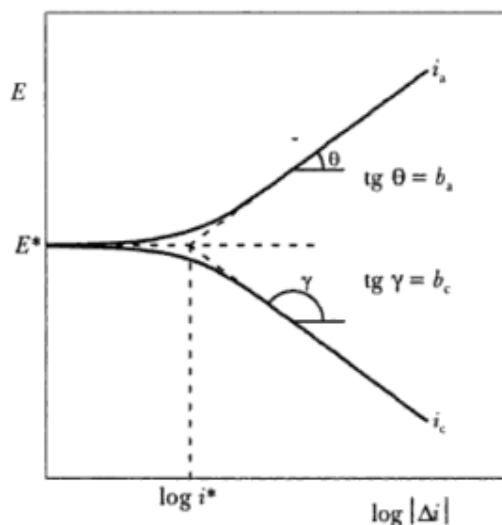
Com o resultado do ensaio de polarização potenciodinâmica não foi possível obter o potencial de pites, conhecido como  $E_p$ , devido à formação de uma película protetora na superfície dos aços que os protegeu da corrosão. Mas após o procedimento houve alteração na coloração da solução, que ficou amarela.

Um segundo teste deste estudo foi feito. Um ensaio de imersão, no qual se introduziu a amostra de aço S355 em uma solução de 25 mL de NaCl a 3,56% por 8 dias. Após a imersão, a amostra foi analisada em um microscópio com câmera acoplada para registrar a morfologia da corrosão. Ficou evidenciada a corrosão por pites, sendo que esses pites podem coalescer e desencadear em uma corrosão mais abrangente por todo material (SOARES, 2012).

As técnicas eletroquímicas são úteis para estudar os fenômenos de corrosão, uma técnica usada para se obter a perda de massa é o método da extrapolação de Tafel.

Para se determinar o  $i_{\text{corr}}$  pode-se usar o método de extrapolação das retas de Tafel. E uma forma para se obter o  $i_{\text{corr}}$  é traçando uma linha reta ao longo da parte linear da curva catódica até interceptar o eixo Y ( $E_{\text{corr}}$ ), como visto na Figura 18.

É conhecida como inclinação de Tafel (B), a inclinação da linha reta que se ajusta aos dados de Tafel, é possível obter a inclinação de Tafel anódica ( $b_a$ ) que diz respeito a região linear anódica e também inclinação de Tafel catódica ( $b_c$ ) correspondente a região catódica (WOLYNEC, 2003).



**Figura 17** - Determinação do  $I_{\text{corr}}$  (WOLYNEC, 2003)

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Materiais

#### 4.1.1 Aço S355NL

O proposto trabalho utilizou como base para estudo a chapa de aço estrutural grade S355NL que é encontrado na norma DIN EN10025-3, com 10 mm de espessura. O processo de fabricação foi laminação a quente. O material foi fornecido para fabricação de equipamentos internos de um submarino, e ele foi doado como sobra pela empresa fictícia denominada ABC Ltda.

Este material possui as seguintes características de propriedades mecânicas e o seguinte ensaio de impacto como recebido, conforme Tabela 4.

**Tabela 4** - Limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e ensaio de impacto do aço S355NL (AUTOR, 2020).

Propriedades mecânicas		Ensaio Charpy (-40°C)
Limite de escoamento (MPa)	422	≥ 27 J
Limite de resistência (MPa)	551	
Alongamento (%)	27	

A composição química do material fornecido para o estudo encontra-se na Tabela 5.

**Tabela 5** - Composição química do material S355NL (AUTOR, 2020).

Elemento (% em peso)	C	Si	Mn	P	S	N	Cu	Mo	Ni	Cr	V	Nb	Ti	Al-T
	0,151	0,379	1,57	0,012	0,0011	0,0027	0,026	0,011	0,036	0,026	0,001	0,027	0,002	0,031

#### 4.1.2 Consumíveis de Soldagem

Os consumíveis de soldagem que utilizados foram denominados consumíveis, A e B, se diferenciam em material nacional e importado.

O consumível de soldagem nacional (A) e o importado (B) utilizados foram arames tubulares com classificação AWS A5.29: E81T1 – GMH4 do tipo *fluxcored*, com diâmetro de 1,2 mm para ambos os materiais.

As Tabelas 6 e 7 apresentam as características e propriedades dos arames.

**Tabela 6** - Características e propriedades do arame tubular nacional (A) (AUTOR, 2020).

Propriedades mecânicas		Ensaio Charpy (-40°C)
Limite de escoamento (MPa)	470-600	27-55 J
Limite de resistência (MPa)	550-690	
Alongamento (%)	19	

**Tabela 7** - Características e propriedades do arame tubular importado (B) (AUTOR, 2020).

Propriedades mecânicas		Ensaio Charpy (-40°C)
Limite de escoamento (MPa)	$\geq 460$	$\geq 47$ J
Limite de resistência (MPa)	530-690	
Alongamento (%)	$\geq 23$	

A composição química dos arames tubulares (A) e (B) estão nas Tabelas 8 e 9.

**Tabela 8** - Composição química do arame tubular nacional (A) (AUTOR, 2020).

Elemento	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	V	Cu	B	Hidrogênio difusível (mL/100g metal depositado)
(% em peso)	*	0,50	1,00	0,03	0,03	0,50	0,30	0,20	0,10	*	*	4,0 máx.

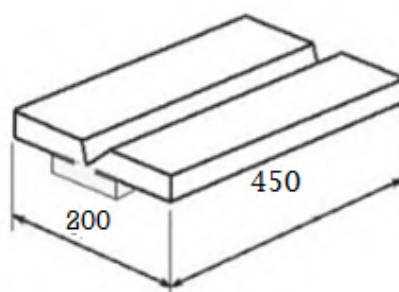
\* não especificado

**Tabela 9** - Composição química do arame tubular importado (B) (AUTOR, 2020).

Elemento	C	Mn	Si	S	P	Ni
(% em peso)	0,06	1,20	0,40	≤ 0,015	≤ 0,015	0,70

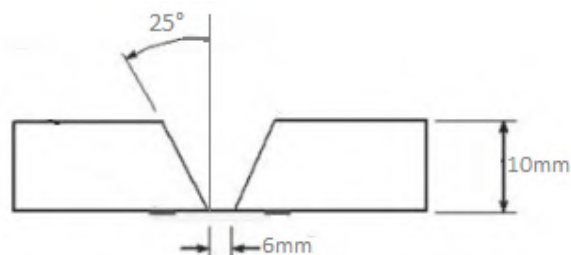
## 4.2 Métodos

O processo de soldagem foi o FCAW (MAG Automático), em uma chapa de aço estrutural S355NL de 10 mm de espessura e com as seguintes dimensões de 200x450 mm, conforme a Figura 18.



**Figura 18** - Dimensões do material de base (em mm) (AUTOR, 2020).

A Figura 19 apresenta a disposição do tipo de junta que foi usada. Uma junta de topo com chanfro em V, com ângulo de bisel igual a 25° e abertura de raiz equivalente a 6mm.



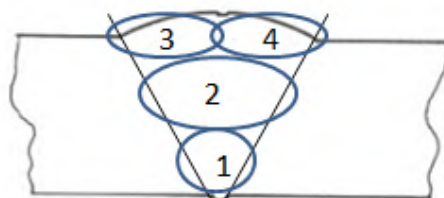
**Figura 19** - Croqui do tipo de junta e das dimensões da junta (AUTOR, 2020).

O gás utilizado possuía 82% de Argônio e 18% de CO<sub>2</sub> e a vazão do gás foi de 18 L/min, de acordo com a norma EM ISO 14175 M21/C1. A máquina de solda foi a *OrigoFeed 304N P4* ESAB localizada na empresa ABC Ltda. Para que a tocha ficasse fixa em relação ao material de base foi utilizado um dispositivo denominado “tartaruga” da Marca Bug-O Systems 280 Technology DR.

A soldagem deve ser realizada na posição plana e com polaridade inversa. Antes da soldagem foi feito um ponteamto com o mesmo material de adição e o

material de base foi colocado em um apêndice para se iniciar a soldagem pela parte de fora, abaixo da abertura de raiz ou *gap* foi colocado um *back* de cerâmica que possuía 9 mm de profundidade.

A cada passe foi retirado o excesso de escória com limpeza por meio de uma escova. A Figura 20 tem-se a sequência de soldagem que foi realizada, onde 1 representa a raiz, 2 é o reforço da solda, 3 e 4 são passes de acabamento.



**Figura 20** - Sequência de deposição de passes na soldagem (AUTOR, 2020).

Na raiz foi depositado 3 mm de solda, já no reforço de solda foram 4 mm e nos passes de acabamento também foram 3 mm.

Os parâmetros de soldagem que foram utilizados estão na Tabela 10, a velocidade do arame foi de 7,08 m/min.

**Tabela 10** - Parâmetros de soldagem (AUTOR, 2020).

LOCALIZAÇÃO	TENSÃO (V)	CORRENTE (A)	VELOCIDADE DA TOCHA (m/min)	TEMPO (min)	ENERGIA (kJ/cm)
Raiz	30	180	0,36	3,7	26,64
Reforço	30	180	0,34	4,0	28,80
1° passe de Acabamento	30	195	0,46	2,7	21,06
2° passe de Acabamento	30	195	0,62	1,9	14,82
Velocidade do Arame (m/min)	7,08				

A equação (4) abaixo foi usada para encontrar os valores de Energia de Soldagem.

$$E = \frac{V \times A \times t}{L} \quad (4)$$

Onde:

E – energia de soldagem (kJ/cm)

V- tensão (V)

A – corrente (A)

t – tempo (s)

L – comprimento a ser soldado (cm)

Os resultados encontrados na Tabela 11 foram baseados em um procedimento interno que tem como regra para a soldagem de aços da classe S355. Os valores da energia de soldagem obtidos na Tabela 11 estão de acordo com os dados da literatura, apresentados na Tabela 2.

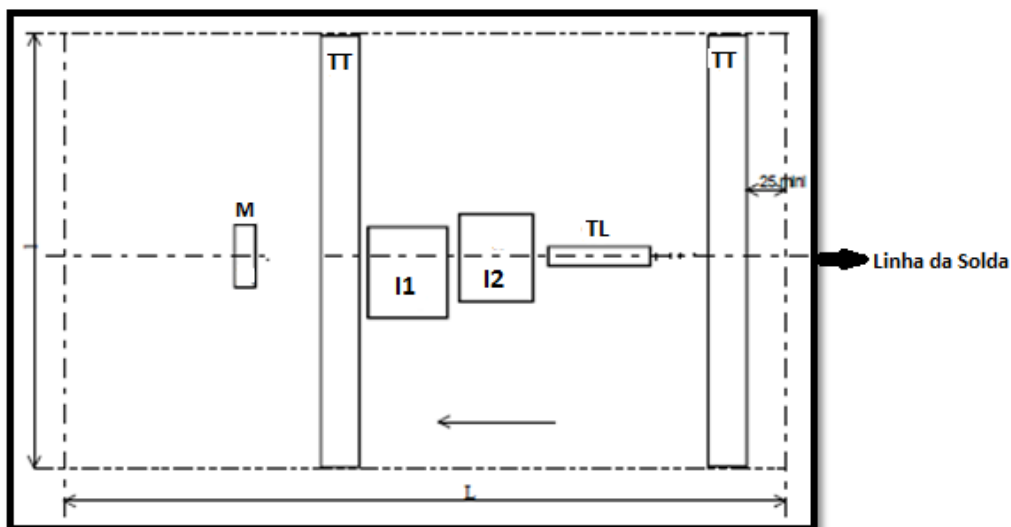
**Tabela 11** - Dados do procedimento interno para soldagem de aço S355, onde e é equivalente a espessura (AUTOR, 2020).

Espessura (mm)	Temperatura (°C)		
	Pré-aquecimento	Interpasses	Pós-aquecimento
3 ≤ e ≤ 10	10°C (mínimo)	250°C (máximo)	Não aplicável
<b>Energia de Soldagem</b>	Para aços S355 NL, não se deve ultrapassar 30 kJ/cm		

#### 4.2.1 Experimentos

Foram confeccionados os corpos de provas através da norma NF EM 287-1, separados de acordo com os tipos de ensaios e diferenciados através dos processos de soldagem. Na Figura 21, tem-se a disposição dos corpos de prova na chapa que foi soldada de acordo com o item 4.2, onde M é o local que foi retirada a amostra para macrografia, micrografia, ensaio de dureza e ensaio de corrosão (1 amostra); I1 onde foi retirada amostras para ensaio de impacto na ZTA (3 amostras); I2 localização de amostra de ensaio de impacto no centro de solda (3 amostras); TL localização para

retirada de ensaio de tração longitudinal (1 amostra) e TT amostras para ensaio de tração transversal (que não foram realizados neste trabalho).



**Figura 21** – Disposição dos corpos de prova na chapa soldada (AUTOR, 2020).

Na parte metalográfica foi feito macrografia e micrografia (após embutimento, lixamento e polimento) com o auxílio de um microscópio ótico.

Os ensaios mecânicos realizados foram: tração longitudinal, dureza Vickers e ensaio de impacto nas juntas soldadas. Todos estes considerando a área de material de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF). E ainda foram realizados ensaios de corrosão e análise no MEV.



### **4.3 Ensaaios**

Os ensaios realizados neste trabalho para avaliação dos processos de soldagem foram:

- Análises Metalográficas;
- Ensaaios Mecânicos;
- Ensaaios de Corrosão.

#### **4.3.1 Ensaaios Metalográficos**

Os corpos de prova foram retirados no sentido transversal à solda.

#### **4.3.2 Micrografia das regiões de Metal de Base, ZTA e Região da Solda**

Na preparação das amostras para a análise metalográfica usaram-se as respectivas lixas de números 320, 500, 800, 1000 e 1200 mesh. Em todas as etapas do lixamento foi utilizada água corrente a fim de lubrificar e refrigerar as amostras e ainda alternou-se a posição em 90° das amostras e lavou-se as mesmas a cada mudança de numeração, para retirar resíduos e evitar arranhões.

Após o lixamento, as amostras foram polidas com feltro umedecido com água destilada, dividido em duas fases. Na fase inicial o processo foi feito com alumina de 1 µm. Já na fase final do processo de polimento o procedimento foi executado com alumina de 0,3 µm por aproximadamente 10 minutos em ambas as etapas, até a eliminação dos riscos deixados pelas lixas. Em seguida as amostras foram lavadas em água corrente. Logo após, aplicou-se álcool e depois foram levadas, ao secador para secar em posição inclinada. O ataque químico dado às amostras foi por imersão com NITAL 3% do fornecedor Dinâmica (tanto ácido nítrico quanto o álcool etílico) por um tempo de 10 segundos para amostras.

Foram feitas as análises micrográficas utilizando o microscópio ótico da Metallovert - Leitz com captura por meio de uma câmera digital acoplada a um sistema de análise de imagens no laboratório DMCI inspeções e ensaios de materiais Ltda. As micrografias foram obtidas com ataque químico para os aços em análise das diversas

regiões, como, metal base, metal base – ZTA, ZTA – Zona Fundida, Zona Fundida, Zona Fundida – ZTA, ZTA – metal base.

### **4.3.3 Fração Volumétrica e Tamanho Médio de Grão**

A fim de quantificar as fases presentes, foram utilizadas as micrografias obtidas via microscopia ótica junto com um *software Image J*. Com a ajuda do *software* foi possível quantificar as fases de ferrita e perlita presentes em cada região das amostras em estudo. O *software* trabalha com a imagem preta e branca e, assim, as fases são identificadas e ajustadas de forma precisa. Foi calculada uma média dos percentuais encontrados nas micrografias, o erro e desvio padrão.

Para detectar o tamanho médio de grãos também utilizou-se o *Image J* para todas as regiões de metal de base, ZTA e ZF.

### **4.3.4 Macrografia**

Nessa etapa foi possível estimar a largura da ZTA, utilizou-se ataque químico de 8% de NITAL. Com aumento de 5 vezes retirou-se a foto da macrografia.

## **4.4 Ensaios Mecânicos**

### **4.4.1 Ensaio de Dureza Vickers**

A dureza foi medida no durômetro universal Otto Wolpert-Werke tipo Dia Testor 2rc, com condições de HV-5, conforme a norma NBR NM 188-1, realizado no laboratório DMCJ inspeções e ensaios de materiais Ltda. A Figura 22 esquematiza o perfil de dureza a ser obtido.



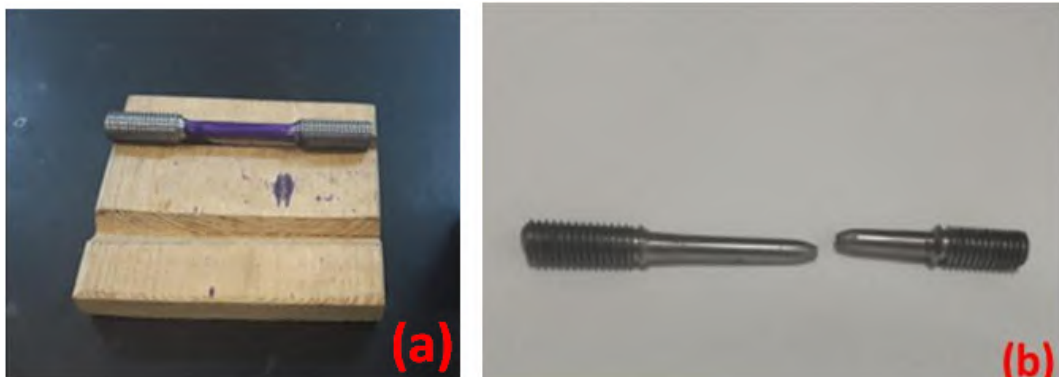
**Figura 22** - Perfil de Dureza (AUTOR, 2020).

A distância entre os pontos foi de 1,0 mm, iniciando-se de um dos lados do metal base, cruzando a região soldada e finalizando no outro lado do metal base. Portanto formou-se um perfil transversal a solda.

#### 4.4.2 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma ABNT - NBR 6673 e ABNT - NBR ISO 6892 (2002), os corpos de prova cilíndricos foram usinados para obter a dimensão de diâmetro e parte útil, respectivamente, 6,0 x 30 mm, realizados no laboratório DMCJ inspeções e ensaios mecânicos ltda.

Utilizou-se a máquina de ensaios PANTEC 1000 kN, os ensaios foram realizados com corpos de prova retirados na posição longitudinal. A Figura 23 demonstra o CP longitudinal antes e depois do ensaio de tração.

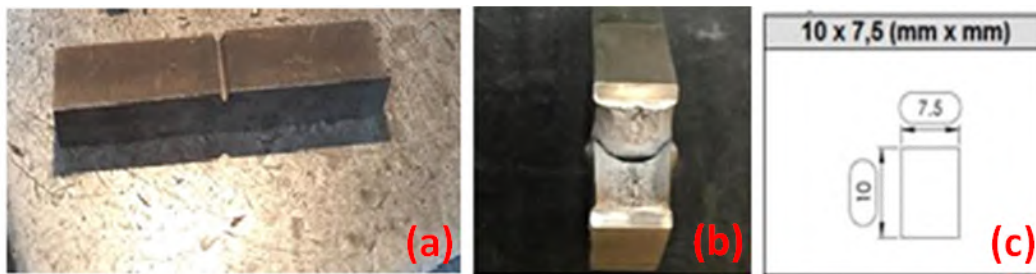


**Figura 23** - Corpo de prova longitudinal antes do ensaio de tração com pintura da área útil (a), Ruptura do corpo de prova após término do ensaio (b) (AUTOR, 2020).

#### 4.4.3 Ensaio de Impacto

Os ensaios de impacto foram realizados conforme a norma ABNT - NBR 6673 e ABNT - NBR ISO 6892 (2002). Os corpos de prova foram usinados 10,0 x 7,5 mm, com entalhe em V (2 mm) e a temperatura nos testes foram de -40°C.

Utilizou-se a máquina Charpy N° PEN-12. Os ensaios foram realizados com 6 corpos de prova, sendo 3 retirados do centro da solda e os outros 3 da ZTA. A Figura 24 apresenta o CP antes e após a ruptura.



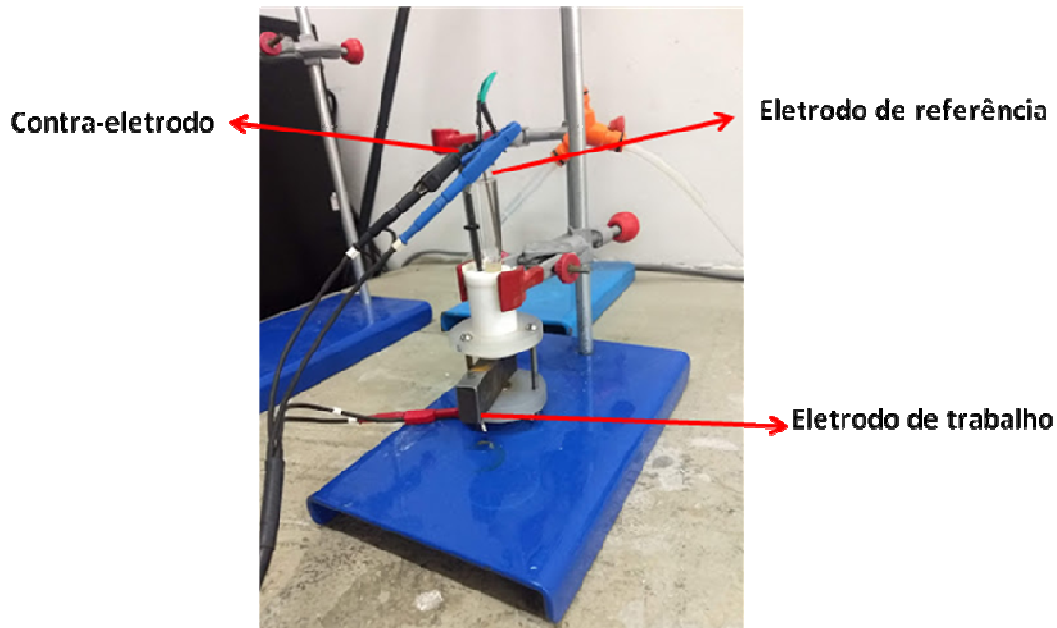
**Figura 24** - Corpo de Prova do antes Ensaio de Impacto (a), Corpo de prova após a ruptura do ensaio de impacto (b), configuração da base do Corpo de prova (c) (AUTOR, 2020).

#### 4.5 Ensaio Eletroquímico de Corrosão

Os ensaios eletroquímicos de polarização potenciodinâmica foram realizados para obtenção de parâmetros de corrosão como potencial de corrosão, densidade de corrente e a taxa de corrosão via curva de Tafel.

Os ensaios foram realizados no laboratório de materiais e eletroquímica da UFF do Aterrado (ICEEx), o equipamento utilizado foi um potenciostato EmStat 3+ (Palm Sens – Compact Electrochemical Interfaces) com interface eletroquímica com o Software PSTrace – Corrosion Mode. Na execução utilizou-se uma célula eletroquímica com área molhada de 1,1 mm<sup>2</sup>, o que permitiu a avaliação de regiões específicas da junta soldada, como ZTA e ZF. Fez-se o uso de um eletrodo de referência do tipo Ag/AgCl (prata / cloreto de prata), para medir o potencial do eletrodo de trabalho, e um contra-eletrodo de platina para promover a corrente entre o eletrodo de trabalho e o contra-eletrodo.

Todas as medidas foram programadas para iniciarem após 30 minutos de potencial a circuito aberto (OCP), partindo-se de um potencial de -100 mV no OCP. Após o OCP, passou-se para etapa de voltametria linear que quando a corrente alcança o seu pico máximo, neste caso 1000  $\mu\text{A}$ , a mesma é invertida, a velocidade de varredura foi de 1 mV/s, o potencial inicial foi de -0,10 V e final de -0,15 V. A solução usada foi 3,5% de NaCl na temperatura ambiente.

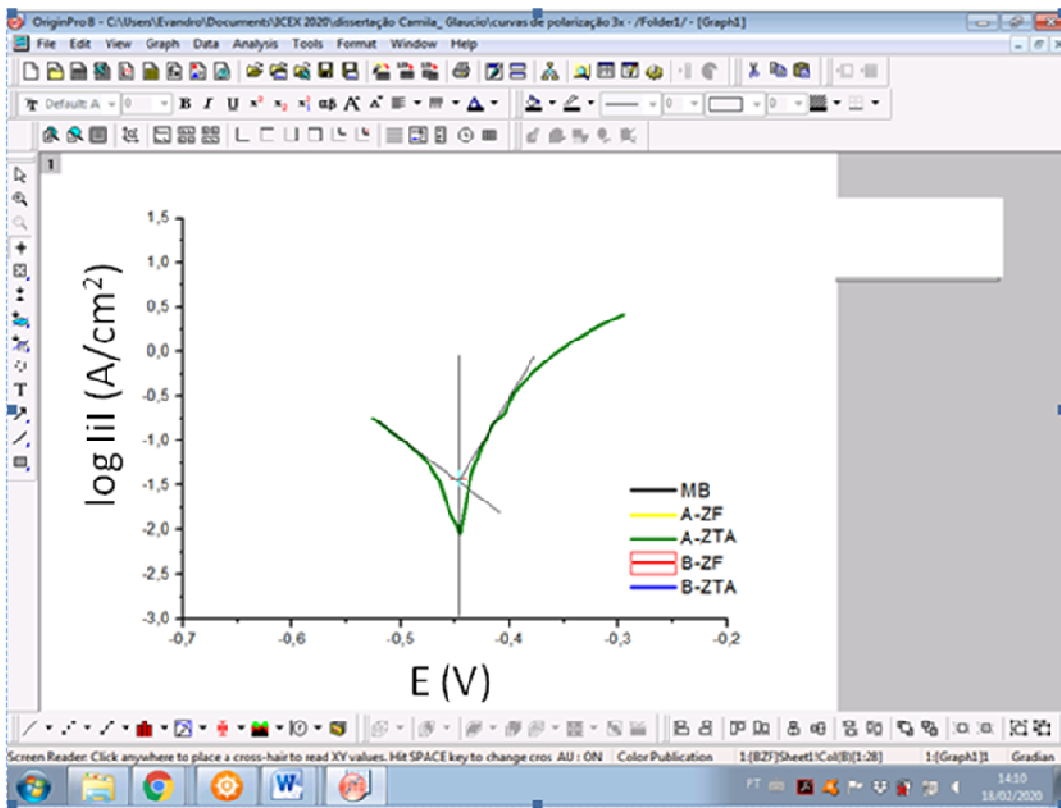


**Figura 25** - Foto representativa do ensaio de curvas de polarização (AUTOR, 2020).

As técnicas eletroquímicas são populares em ferramentas de caracterização dos fenômenos de corrosão, a fim de prever a maneira quantitativa da perda de massa do material.

Quando se extrapola no melhor ajuste de uma linha reta através do potencial de corrosão ( $E_{\text{corr}}$ ), o ponto de intersecção em  $E_{\text{corr}}$  tem-se o valor de  $i_{\text{corr}}$ .

Por meio do programa Origin Pro 8 foi feita a extrapolação das curvas de Tafel para o presente trabalho, como exemplificado na Figura 26, para obtenção do  $i_{\text{corr}}$ . No apêndice encontram-se as demais regiões.



**Figura 26** - Exemplo da curva de Tafel no Programa Origin Pro 8 (Região A-ZTA) (AUTOR, 2020).

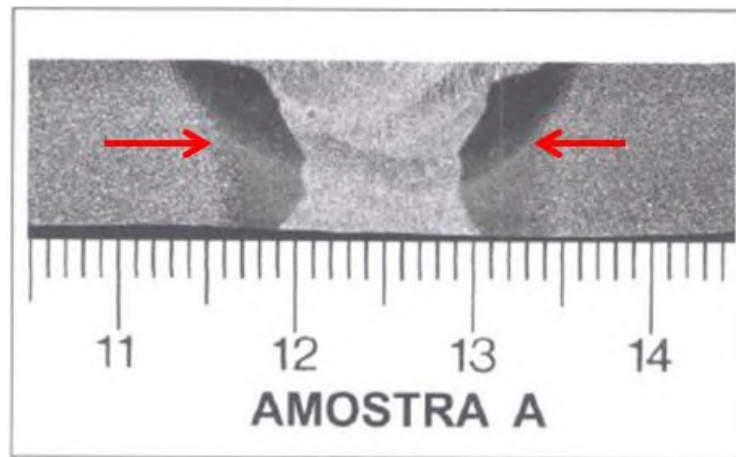
Por meio do método de Tafel obteve-se o  $i_{\text{corr}}$  e com isso foi possível alcançar os valores das taxas de corrosão ( $\mu\text{m}/\text{ano}$ ).

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

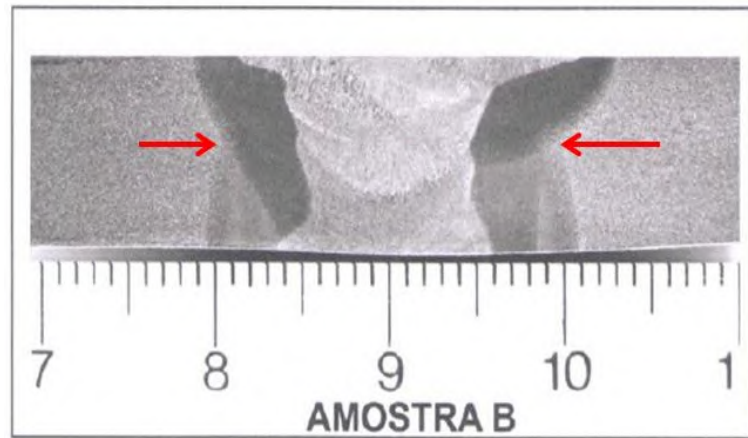
### 5.1 Macrografia

Na Figura 27 (Amostra A) e Figura 28 (Amostra B), estão indicadas pelas setas a região de início e término da ZTA.

Para as amostras do consumível nacional e importado (Amostra A e B, respectivamente), percebeu-se que houve uma distribuição homogênea nos cordões, e não houve nenhuma descontinuidade na região soldada, com largura de 1,8 mm para amostra A e 1,9 mm para amostra B.



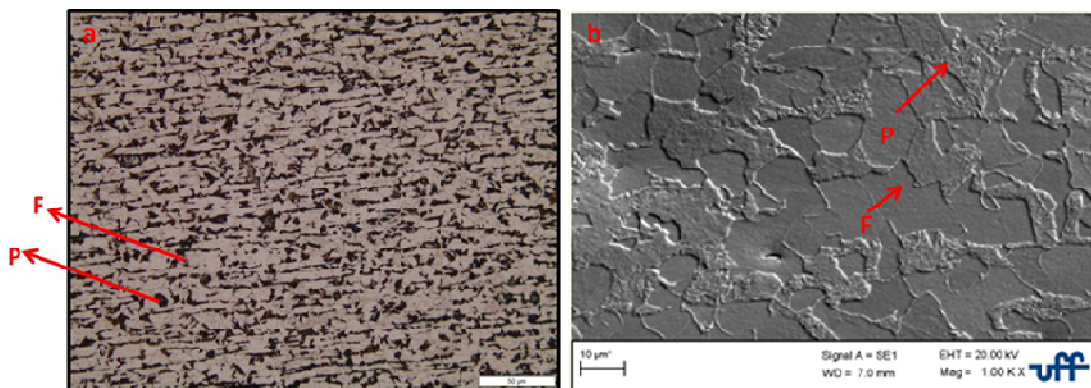
**Figura 27** - Foto da macrografia da Amostra A (Nacional) – unidade em mm (AUTOR, 2020).



**Figura 28-** Foto da macrografia da Amostra B (Importado) - unidade em mm (AUTOR, 2020).

## 5.2 Micrografia

Na Figura 29, tem-se a micrografia do metal base S355NL com aumento de 200x no MO (a) e 1000x no MEV- Zeizz EVO MA 10 (b). A micrografia apresenta grãos equiaxiais ferríticos e perlita (a e b).

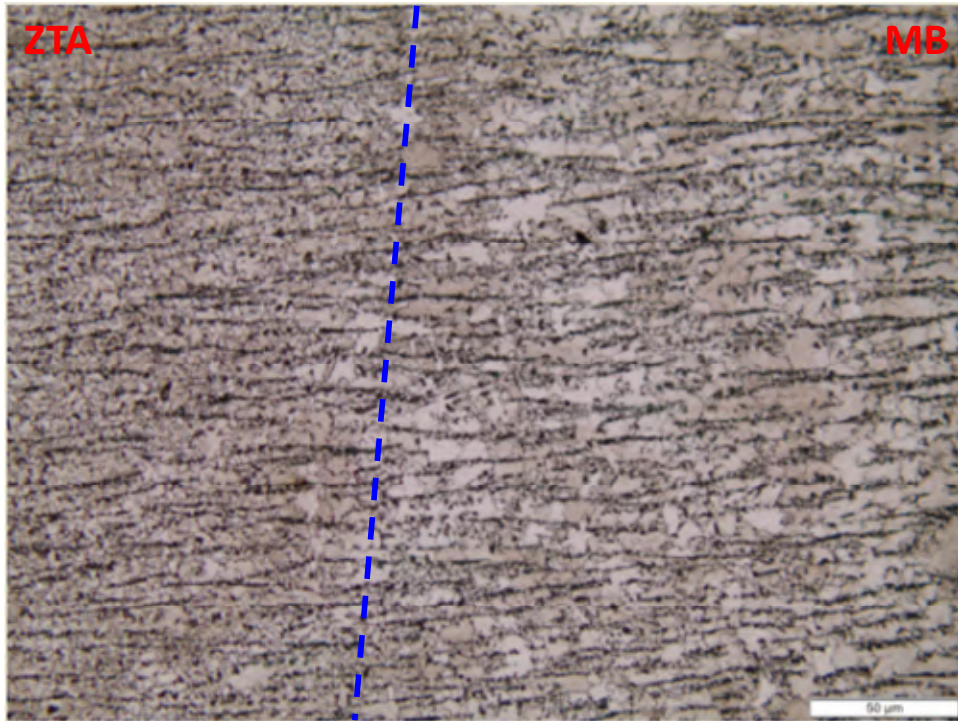


**Figura 29** - Micrografia do metal base com grãos ferríticos (F) e pontos de perlita (P) no microscópio ótico (a) e MEV (b) (AUTOR, 2020).

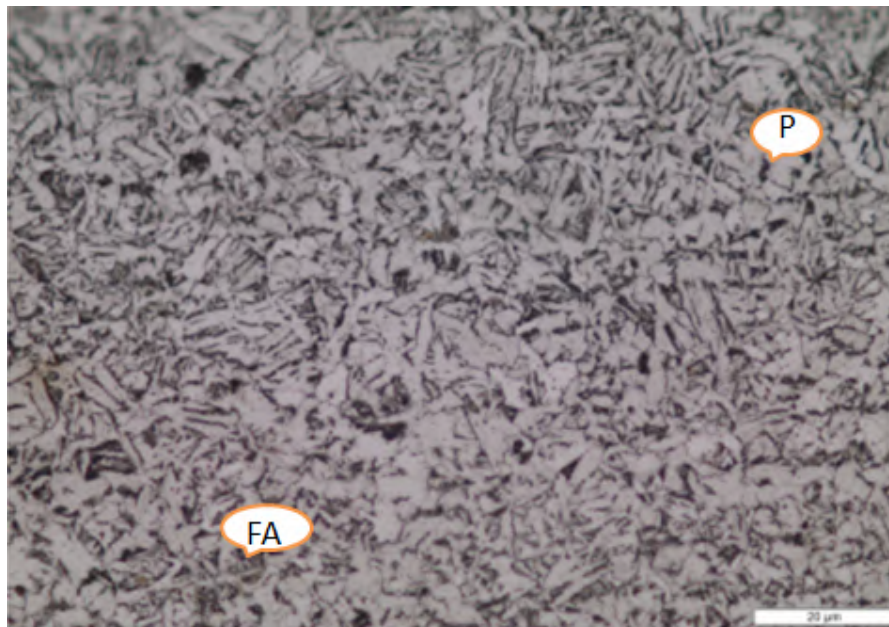
Na amostra A, como visto na Figura 30, apresentou a transição ZTA/MB (esquerda para direita). Com a presença de redução do tamanho de grão na ZTA e alinhamento dos grãos. Na ZTA (Figura 31) FA ferrita acicular e P perlita. Já na região



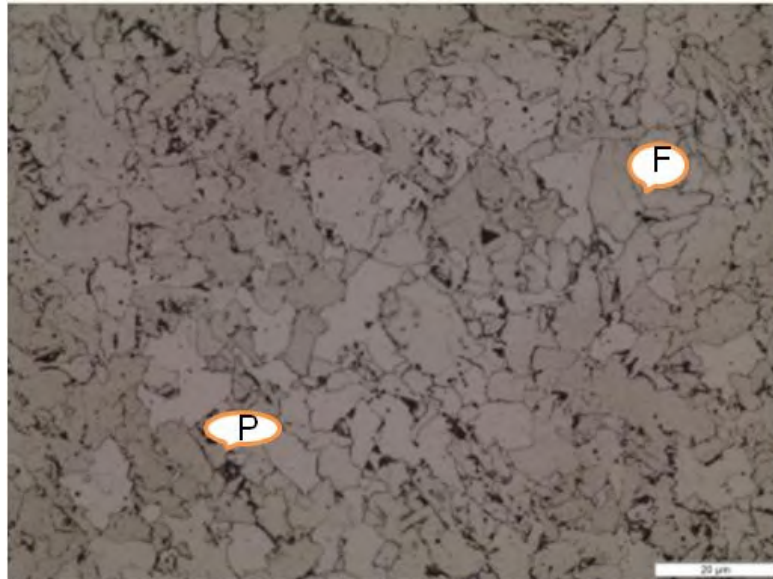
de zona fundida, os grãos voltaram a crescer se apresentando como ferrita F e perlita P (Figura 32).



**Figura 30** - Foto da microestrutura da região de transição ZTA/MB (esquerda para direita) da amostra A com 200x de aumento (AUTOR, 2020).



**Figura 31** - Foto da microestrutura do detalhamento da ZTA com aumento de 500x na amostra A (AUTOR, 2020).

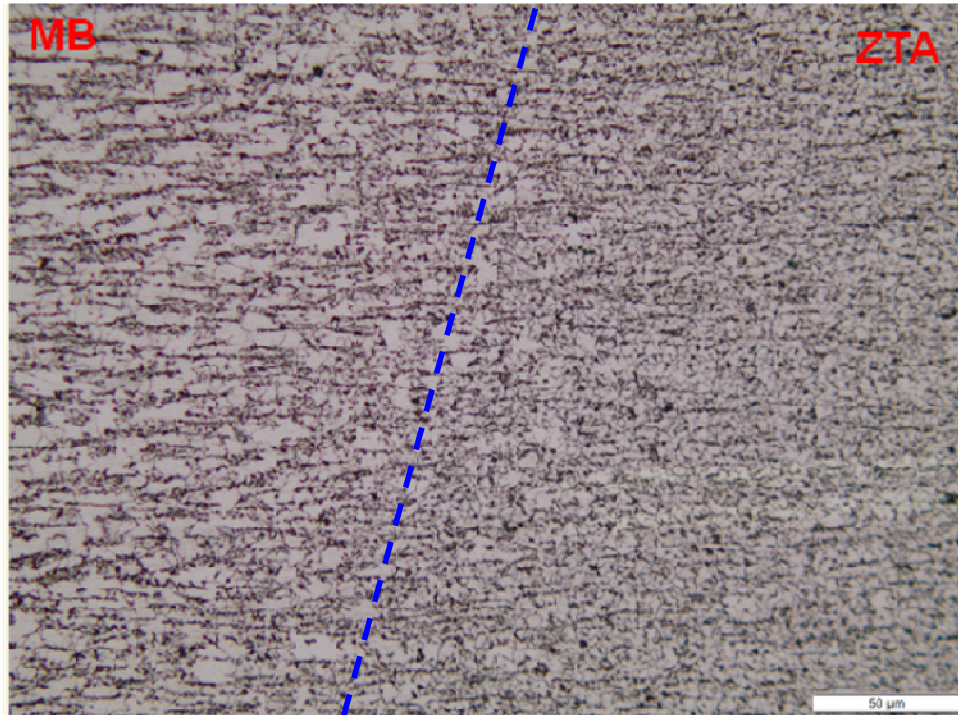


**Figura 32** - Foto da microestrutura do detalhamento da ZF na amostra A com aumento de 500x (AUTOR, 2020).

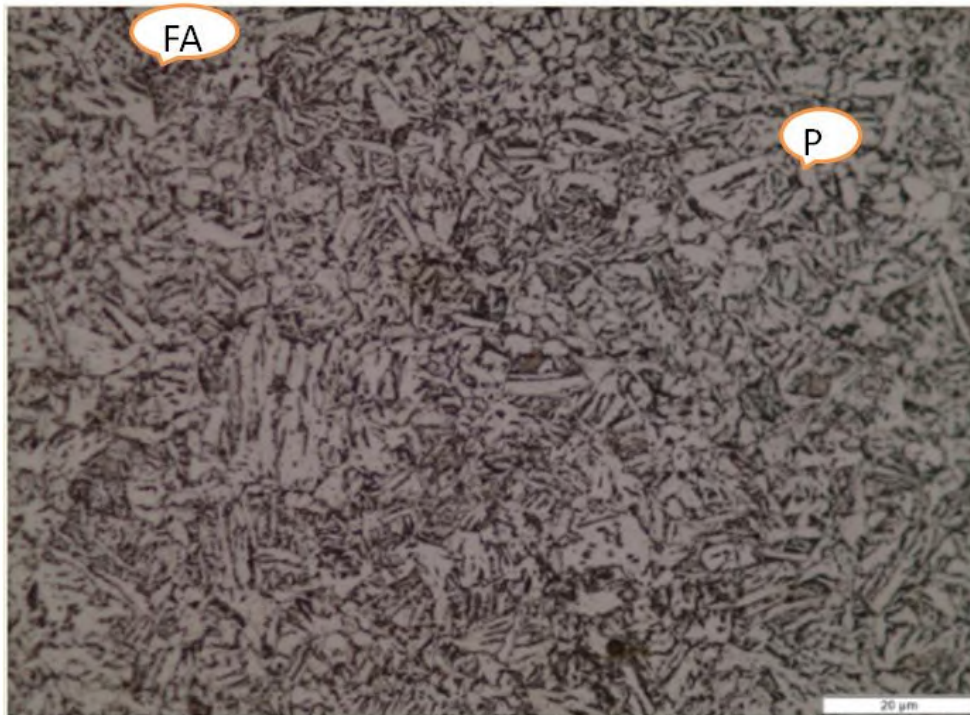
A microestrutura da zona fundida foi principalmente controlada pela composição química e a taxa de resfriamento em chapa de aço 1020 (CARMINATI, 2009).

A Figura 33, a amostra B apresenta a transição MB/ZTA da amostra B (esquerda para direita). Com a presença de redução do tamanho de grão na ZTA e pouco alinhamento dos grãos, notou-se que houve uma redução do tamanho de grão na região de transição MB/ZTA e também na ZF a presença de ferrita acicular.

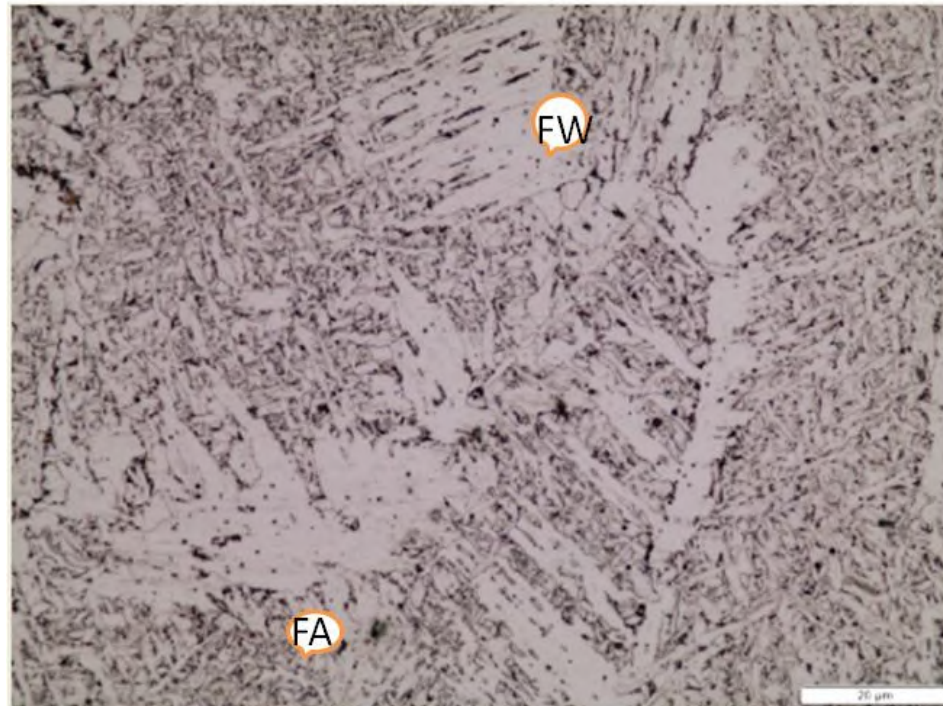
BENEDETTI; FONTANARI; SANTUS, (2013) percebeu no seu estudo com aço S355JR que o tamanho de grão da região de MB para ZTA sofreu uma mudança visível, os grãos se tornaram menores e também mais equiaxiais devido a recristalização, quando se movia para a ZF o grão voltava a aumentar de tamanho devido ao processo de soldagem e, ainda na ZF, os grãos se transformaram em ferrita acicular. É possível perceber as microestruturas presentes na ZTA como: FA ferrita acicular e P perlita (Figura 34). Diferente do que foi visto na ZF da amostra A, a amostra B a ZF se apresentou com aspecto dendrítico e também FW ferrita Widmannstätten (Figura 35).



**Figura 33** - Foto da microestrutura da região de transição MB/ ZTA (esquerda para direita) da amostra B com 200x de aumento (AUTOR, 2020).



**Figura 34** - Foto da microestrutura do detalhamento da ZTA com aumento de 500x na amostra B (AUTOR, 2020).



**Figura 35** - Foto da microestrutura do detalhamento da ZF com aumento de 500x na amostra B (AUTOR, 2020).

A formação de ferrita Widmanstätten não é considerada tão desejada em regiões soldadas quando se deseja elevada tenacidade para o material. Isso é porque os grãos dessa ferrita são grãos grosseiros que se formam nos contornos de grãos austeníticos, sendo assim ocorre rápida difusão de carbono ao longo e perto dos contornos de grãos austeníticos, o que fragiliza os seus respectivos contornos de grão da FW (LESSA, 2011).

KOLARIK *et al.*, (2012) constatou ainda que na ZF os grãos cresceram consideravelmente com aspecto dendrítico típico de metal fundido em aços S355NL. A ZTA apresentou-se refinada devido os processos de soldagem e o tamanho médio de grãos nessa região variou de 1 a 5  $\mu\text{m}$  (GOLI-UGLU, 2015). Já BRIGHENTI *et al.*, (2019) perceberam a região dendrítica tanto na ZTA quanto no MS, e a ZTA apresentou estrutura acicular grosseira de ferrita Widmanstätten em aços S355.

Como observado na Tabela 12, estão listados o diâmetro do tamanho de grão médio encontrado para diferentes regiões de MB, ZTA e ZF. No caso em estudo, o tamanho de grão variou de 2,3~6,6  $\mu\text{m}$  para a amostra A e 2,4~6,6  $\mu\text{m}$  para B, englobando todas as regiões das amostras. A ZTA foi dividida em 2 regiões para essa

etapa, região de grãos finos e de grãos grosseiros de forma qualitativa, como visto no item 5.2, a ZTA é uma região que é delimitada por ser interface com a de linha de fusão e seus grãos adjacentes tendem a aumentar de tamanho devido ao aporte térmico.

**Tabela 12** - Tamanho médio dos grãos no MB, ZTA e ZF (AUTOR, 2020).

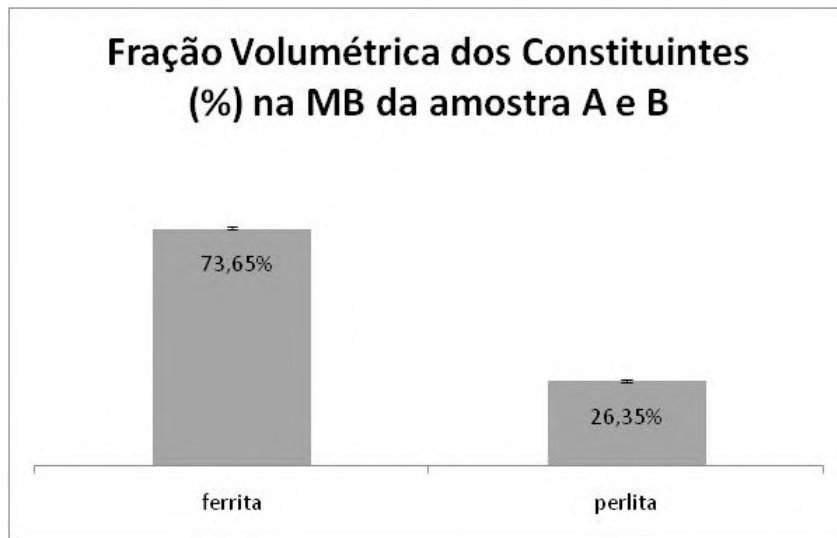
	<b>Constituinte: Ferrita</b>	<b>Constituinte: Perlita</b>	<b>% Erro</b>
<b>Tamanho de Grão (Médio) no MB</b>	6,6 ± 0,35 μm	5,0 ± 0,43 μm	0,41
<b>Tamanho de Grão (Médio) na ZTA – Amostra A</b>	3,0 ± 0,36 μm	1,6 ± 0,22 μm	0,16
<b>Tamanho de Grão (Médio) na ZTA - Amostra B</b>	3,9 ± 0,76 μm	1,7 ± 0,06 μm	0,23
<b>Tamanho de Grão (Médio) na ZF – Amostra A</b>	3,7 ± 0,51 μm	-	0,78
<b>Tamanho de Grão (Médio) na ZF – Amostra B</b>	3,4 ± 0,31 μm	-	1,84

O tamanho de grão em um aço que foi laminado a quente depende diretamente da sua composição química e também da tecnologia que foi empregada durante o processo de conformação deste aço. Com os aços S355NL laminados a quente pode-se obter ferrita poligonal com tamanho de grão médio de 10-12 μm. Após a normalização o tamanho de grão médio é reduzido e fica em torno de 8-9 μm. Essa redução só é possível após a normalização, pois ocorre uma sinergia entre vanádio e nitrogênio formando carbonitretos na austenita que são locais preferenciais para nuclear ferrita nos contornos de grãos. A presença dos carbonitretos faz com que ocorra uma redução no tamanho médio de grãos em aços estruturais do tipo S355 (GOLI-OGLU, 2015).

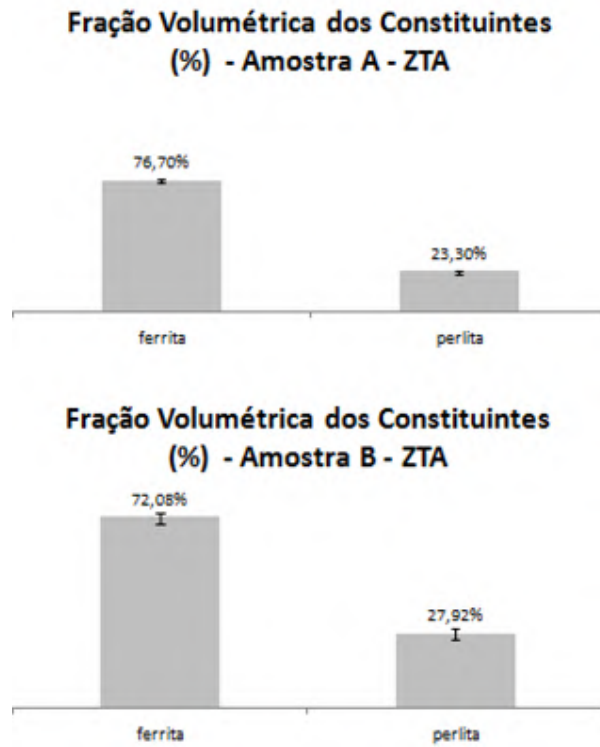
O diâmetro do tamanho de grão característico nestes aços é de ferrita variando de 5 a 40 μm e já para perlita de 5 a 45 μm, como citado por BRIGHENTI *et al.*, (2019). A fração volumétrica dos constituintes variou de 70~88% ferrita e 11~29,5% perlita assim como os resultados encontrados por GOLI-OGLU (2015) a fração volumétrica obtida foi de 75~82% ferrita e 18~25% de perlita.

Nas Figuras 36, 37 e 38 ficou perceptível que houve um aumento na fração volumétrica de ferrita partindo do metal base, passando pela ZTA e finalizando na ZF.

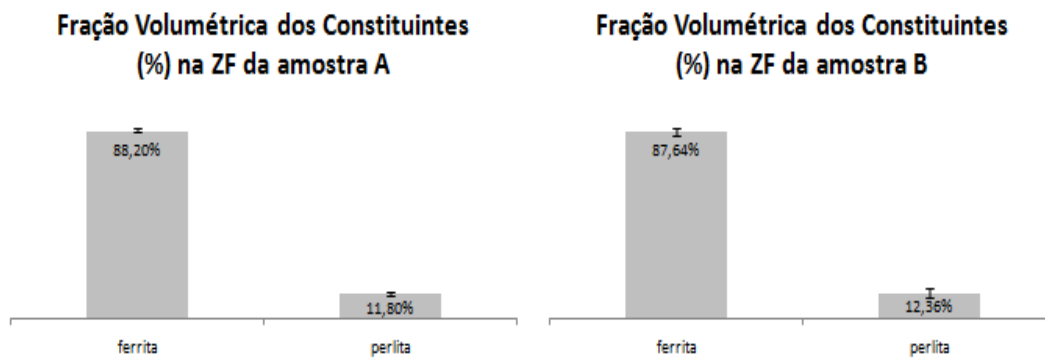
As primeiras medições de ferrita estavam em torno de 73% na região de MB e chegou a 88% na última região de ZF (para a amostra A), para B chegou a 87%, ou seja, foi notado que ao caminhar para região da ZF devido à entrada de calor da soldagem é gerado uma maior fração de ferrita, além da composição química que pode favorecer a formação deste microconstituente.



**Figura 36** – Fração volumétrica dos constituintes (%) – Amostra A e B – Região do MB (AUTOR, 2020).



**Figura 37** – Fração volumétrica dos constituintes (%) – Amostra A (acima) e Amostra B (embaixo) – Região da ZTA (AUTOR, 2020).

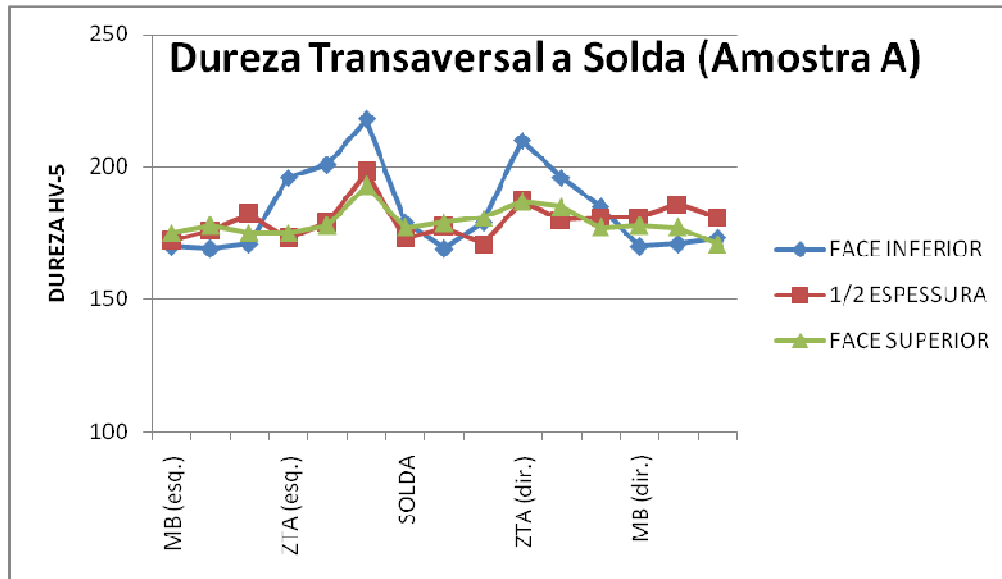


**Figura 38**- Fração volumétrica dos constituintes (%) – Amostra A (à esquerda) e Amostra B (à direita) – Região da ZF (AUTOR, 2020).

### 5.3 Ensaios Mecânicos

#### 5.3.1 Dureza

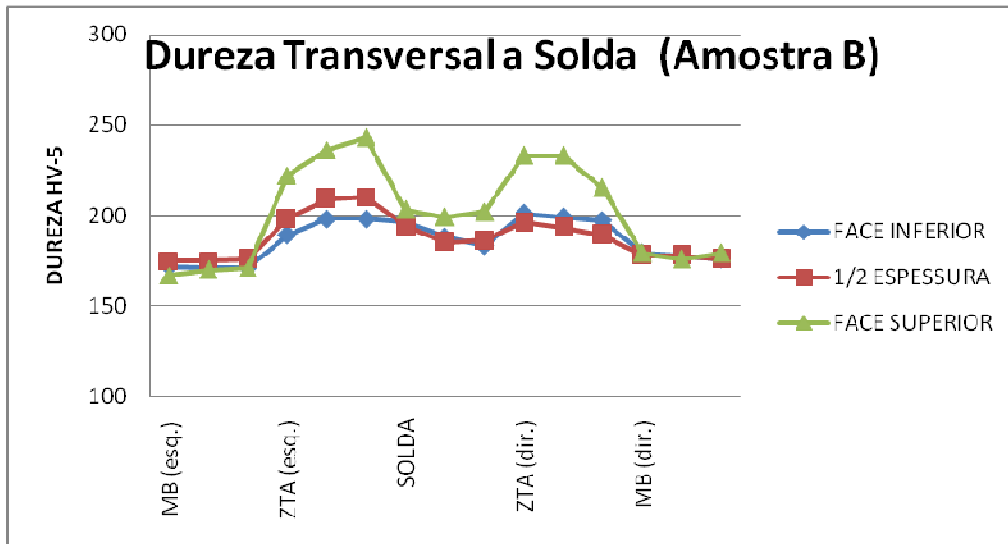
Para a Amostra A, Figura 39, os pontos de dureza apresentaram valores de 170 a 220 HV com alguns pontos na face inferior acima de 200 HV.



**Figura 39** - Resultado do Ensaio de Dureza da Amostra A (AUTOR, 2020).

Na amostra B os pontos de dureza obtiveram uma faixa um pouco maior em relação à amostra A, variando de 170 a 245 HV. A face superior apresentou alguns pontos superiores a 200 HV na região da ZTA, de acordo com a Figura 40.





**Figura 40** - Resultado do Ensaio de Dureza da Amostra B (AUTOR, 2020).

Como era de se esperar, na ZTA a dureza se apresentou maior em relação ao MB, os pontos com alta dureza na ZTA de ambas as amostras pode ser explicado pelo tempo de exposição à temperatura máxima na soldagem, afetando o material e os respectivos tamanhos de grãos refinados nessas regiões (BARBOSA *et al.*, 2018).

Em seus resultados, BENEDETTI; FONTANARI; SANTUS, (2013) constatou que a dureza na ZF foi um pouco maior que no MB devido ser uma região de transição de 2mm de largura e notou que as regiões de ZTA e ZF foram mais endurecidas em relação ao MB por conta do resfriamento após soldagem. A grande entrada de calor permite a ZF obter estruturas com aspectos macios como a ferrita acicular (GAO *et al.*, 2016; KLIMPEL *et al.*, 2009).

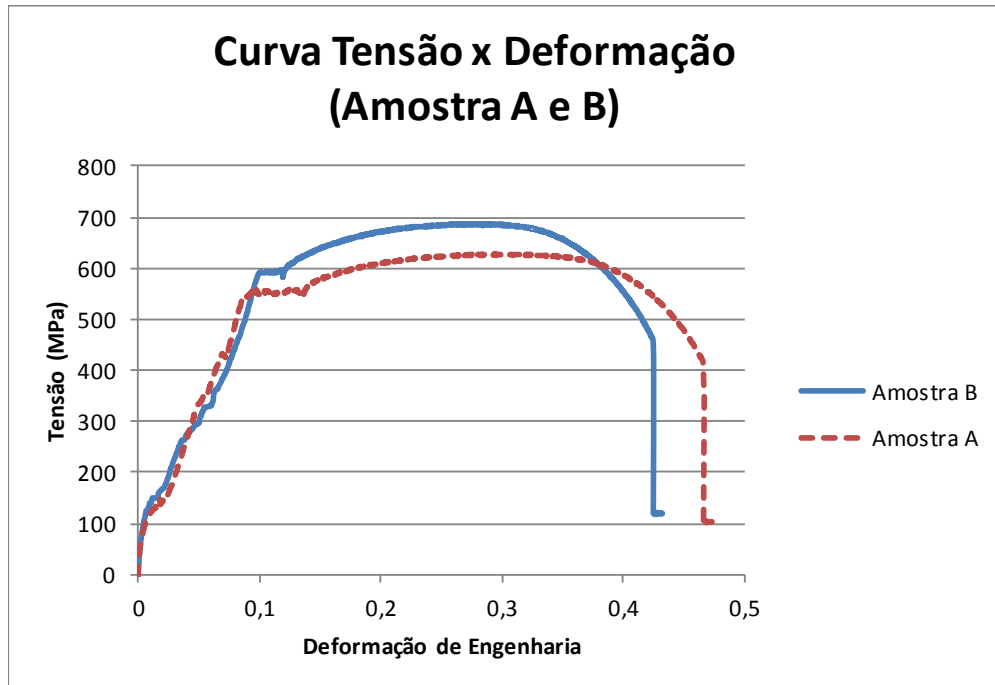
### 6.3.2 Ensaio de Tração

Como visto na Figura 41, o material da Amostra A e B tiveram um comportamento de acordo com previsto pela norma. Os valores indicados de limite de resistência pelo fabricante entre 550-690 MPa e o valor encontrado foi de aproximadamente 630 MPa, na amostra A. E na amostra B, que o fabricante trabalha na faixa de 530-690 MPa, obteve-se um resultado de 685 MPa. Pela norma AWS 5.29 as amostras A e B estão de acordo com os requisitos de propriedade mecânica, pois o limite de escoamento deve ser  $\geq 468$  MPa, limite de resistência entre 551 a 689 MPa e alongamento  $> 19\%$ .

Na Tabela 13 tem-se os resultados obtidos no ensaio de tração de ambas as amostras.

**Tabela 13** - Resultado limite de escoamento, limite de resistência e alongamento (AUTOR, 2020).

<b>Amostra</b>	<b>Limite de Escoamento (MPa)</b>	<b>Limite de Resistência (MPa)</b>	<b>Alongamento (%)</b>
<b>A</b>	555	630	33
<b>B</b>	590	685	28



**Figura 41** - Gráfico Tensão x Deformação (AUTOR, 2020).

Após o ensaio de tração foi possível obter o expoente ou coeficiente de encruamento ( $n$ ). Pois em alguns metais e ligas desde o surgimento da deformação plástica até o ponto onde tem início o *empescoçamento* do corpo de prova tem-se a seguinte relação:

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n \quad (5)$$

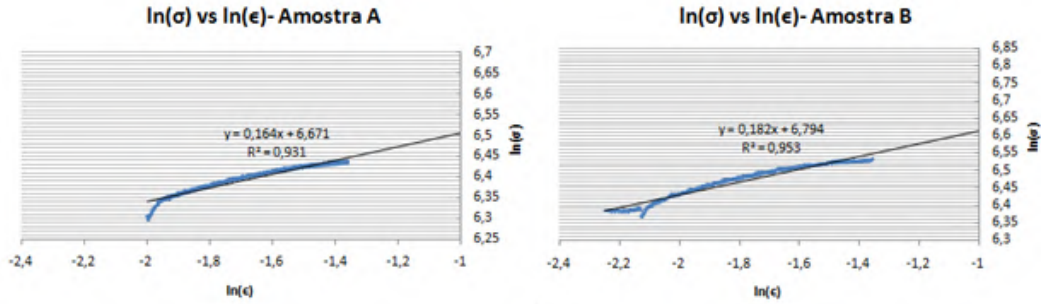
Onde:  $K$  é o coeficiente de resistência;

$n$  é o coeficiente de encruamento.

Equacionando a expressão tem-se:

$$\ln \sigma = \ln K + n \cdot \ln \epsilon \quad (6)$$

Após linearizar a curva tensão x deformação da Figura 42, obteve-se a linearização do tipo  $y = ax + b$ , onde  $a$  é igual a  $n$  e  $b$  se refere a  $\ln k$ . Pode-se perceber que a Amostra B apresentou uma maior capacidade de se deformar antes que ocorra a estricção, devido ao valor de  $n$  se apresentar um pouco maior (Tabela 14).



**Figura 42** - Curvas  $\ln\sigma$  x  $\ln\epsilon$  das amostras A e B (AUTOR, 2020).

**Tabela 14** - Valores usados no cálculo de obtenção do coeficiente de encruamento (n) e coeficiente de resistência (k) (AUTOR, 2020).

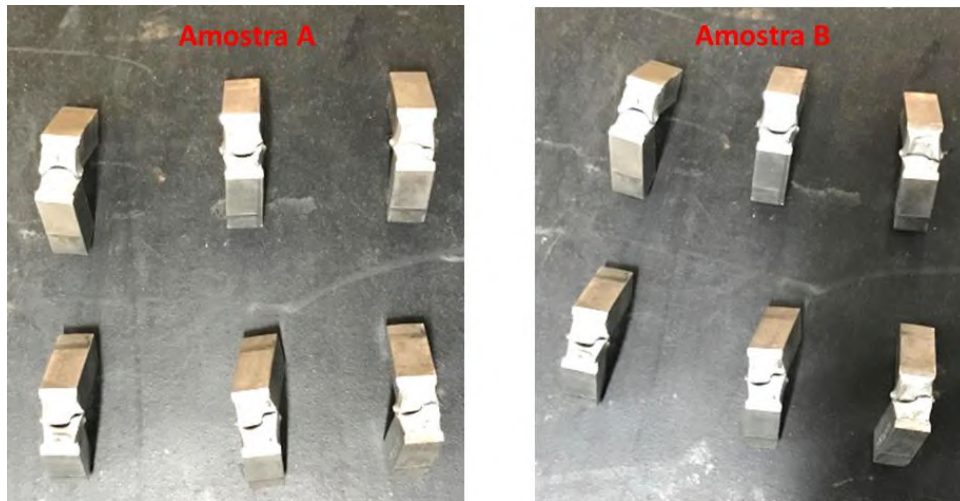
	<b>k</b>	<b>N</b>	<b>R<sup>2</sup></b>
<b>Amostra A</b>	790	0,16	0,93
<b>Amostra B</b>	893	0,18	0,95

Os valores de  $R^2$  referentes à Tabela 14 encontram-se próximos de 1, o que demonstrou confiança nos resultados encontrados na Figura 39. Notou-se que o coeficiente de encruamento (Tabela 14) da amostra B se demonstrou maior que da amostra A, isso resultou em maior valor do coeficiente de resistência.

BORBA *et al.*, (2017) encontrou em seus resultados usando o aço S355M uma faixa do limite de resistência que variou entre 470 – 630 MPa.

### 6.3.3 Ensaio de Impacto

Com relação ao ensaio de Impacto Charpy nas juntas soldadas (Figura 43), foram satisfeitos de acordo com as especificações dos fabricantes (27-55 J a  $-40^\circ\text{C}$  para amostra A e  $\geq 47$  J a  $-40^\circ\text{C}$  para amostra B), como apresentado na Tabela 15 e 16, respectivamente. Pode-se perceber ainda que a absorção de energia diminuiu para baixa temperatura em ambas as amostras.



**Figura 43-** Foto dos corpos de prova de ensaio de impacto após a ruptura, amostra A à esquerda e amostra B à direita (AUTOR, 2020).

**Tabela 15** - Resultado do ensaio de impacto Charpy (Amostra A) (AUTOR, 2020).

Amostra A	Localização do CP	Temperatura (°C)	Energia absorvida (J)	Média (J)	Desvio Padrão (J)
1	Centro de Solda	-40	62,95	54,50	17,29
2		-40	34,60		
3		-40	65,95		
4		23	178,00	175,30	
5		23	175,00		
6		23	173,00		
7	ZTA	-40	73,83	66,00	6,91
8		-40	60,73		
9		-40	63,45		
10		23	170,00	170,30	
11		23	171,00		
12		23	170,00		

**Tabela 16** - Resultado ensaio de impacto Charpy (Amostra B) (AUTOR, 2020).

Amostra B	Localização do CP	Temperatura (°C)	Energia absorvida (J)	Média (J)	Desvio Padrão (J)
1	Centro de Solda	-40	74,09	73,26	10,65
2		-40	62,21		
3		-40	83,48		
4		23	170,00	168,30	
5		23	166,00		
6		23	169,00		
7	ZTA	-40	60,73	51,06	8,39
8		-40	45,66		
9		-40	46,79		
10		23	163,00	161,30	
11		23	161,00		

12		23	160,00		
----	--	----	--------	--	--

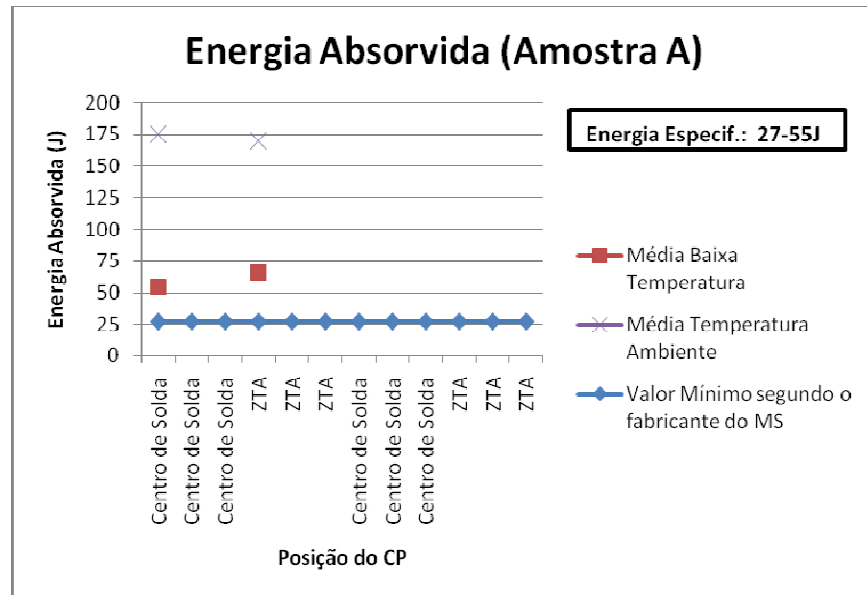
Na amostra A, o comportamento a  $-40^{\circ}\text{C}$  apresentou na ZTA a resistência média de impacto maior que a ZF (Figura 44), diferente da amostra B (Figura 45). Isso se reflete na relação clássica de *Hall-Petch*, pela análise microestrutural durante o processo de soldagem o tamanho do grão da ZTA de ambas as amostras sofrem transformações nas micrografias como notado no item 5.2 anteriormente e, conseqüentemente, influenciam a tenacidade e também a dureza do aço.

Para amostra B (a  $-40^{\circ}\text{C}$ ) é possível que o decréscimo na tenacidade da ZTA pode ser devido as regiões que compõem a ZTA, são elas: ZTA de grãos grosseiros, ZTA de grãos refinados e ZTA de grãos parcialmente recristalizados (FIGUEIRÔA, 2016).

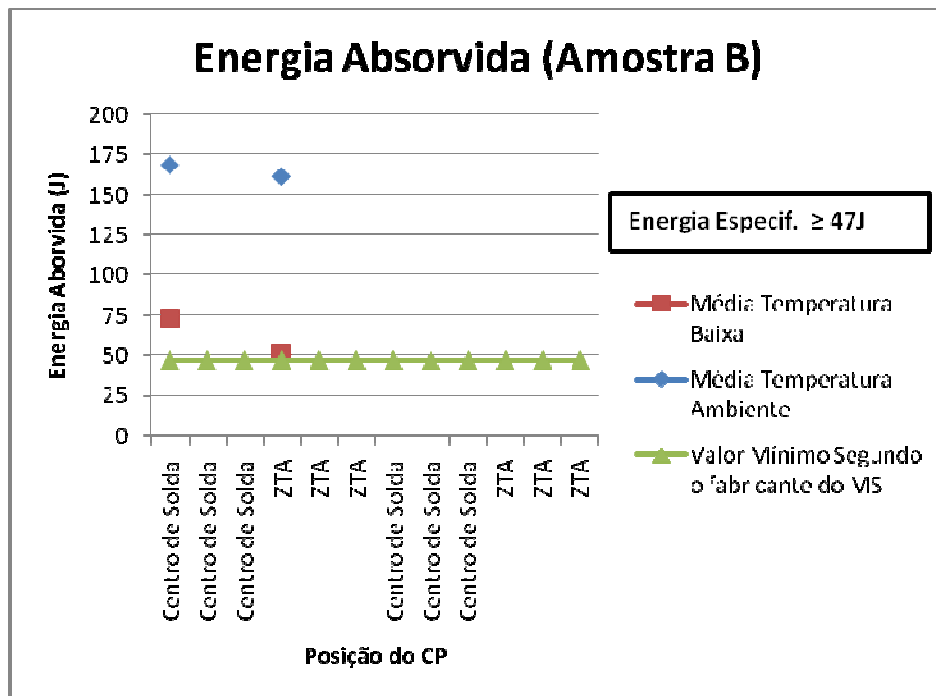
(FIGUEIRÔA, 2016), relatou que nas ZTA de grãos grosseiros onde se predomina a ferrita Widmanstätten ocorre o crescimento de grãos austeníticos prévios nos quais recebem altas temperaturas devido à proximidade a linha de fusão, como pode ser observada na Figura 45, essa é a região mais crítica da ZTA, em relação a propriedades mecânicas, como a tenacidade. Na ZTA o valor da média ficou bem próximo do limite especificado pelo fabricante. Microestrutura com maiores valores de dureza tendem a favorecer a redução nos valores de tenacidade (BARBOSA *et al.*, 2018).

Na ZF (Amostra B) observou-se a presença do microconstituente ferrita Widmanstätten na região fundida, a FW apresenta grãos relativamente grosseiros, com pequena diferença de orientação cristalina entre si, e seus contornos são ricos em carbono, o que configura um microconstituente com baixa tenacidade e pouco desejável em regiões com solda (RIBEIRO, 2017).

RIBEIRO, (2017) citou em seu trabalho que em aços ARBL que as FW são prejudiciais à tenacidade do cordão de solda ou zona fundida, uma vez que essa microestrutura possui geometria que não proporcionam grande resistência a propagação de trincas se comparada a ferrita acicular que dificulta a propagação de trincas, por exemplo.

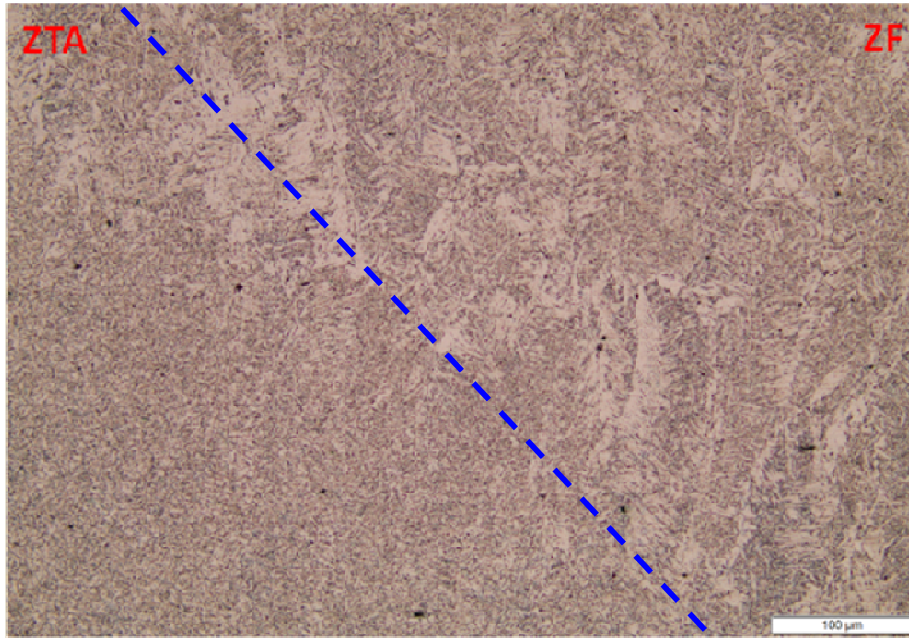


**Figura 44** - Gráfico representativo da amostra A no ensaio de impacto para temperatura ambiente e em baixa temperatura (AUTOR, 2020).



**Figura 45** - Gráfico representativo da amostra B no ensaio de impacto para temperatura ambiente e em baixa temperatura (AUTOR, 2020).





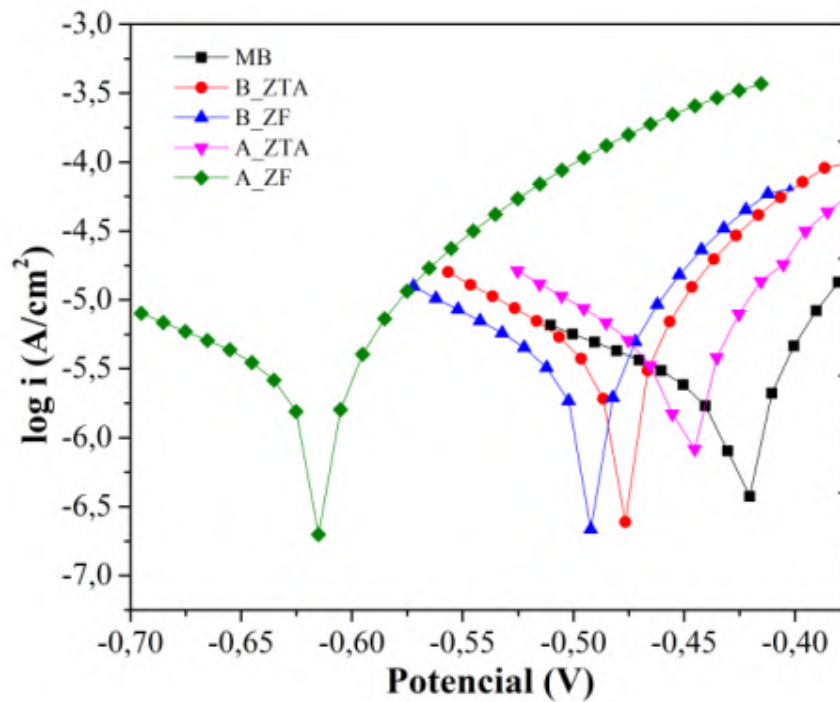
**Figura 46** - Foto da microestrutura do detalhamento da transição ZTA/ZF (esquerda para direita) com aumento de 100x na amostra B (AUTOR, 2020).

#### 6.4 Ensaios Eletroquímicos de Corrosão

O processo de corrosão dos aços é um resultado eletroquímico entre o aço e o meio em que os mesmos se encontram, isso pode colaborar para a formação da camada de óxidos. Ainda tem-se a composição química e o tempo de exposição ao meio que contribui para o avanço corrosivo (BIGUETTI; BERTELLI; FREITAS, 2019).

Uma das técnicas empregadas para avaliação da resistência à corrosão de materiais metálicos é o uso do ensaio de polarização potenciodinâmica.

A Figura 47 representa a curva de polarização das regiões MB, B-ZTA, B-ZF, A-ZTA e A-ZF. Após o método de extrapolação das retas de Tafel do material em estudo, avaliação a resistência à corrosão do aço S355NL para diferentes regiões encontram-se as densidades de correntes. As curvas de polarização apresentam um perfil típico de material ativo, que não sofre passivação, ou seja, um material que sofre corrosão generalizada que é quando o material é atacado uniformemente na superfície. Fica indicado que o quanto maior o valor de  $i_{\text{COR}}$  mais resistente é o material em relação à corrosão generalizada.



**Figura 47-** Curva de polarização das regiões de MB, B-ZTA, B-ZF, A-ZTA e A-ZF (AUTOR, 2020).

Após usar o método de extrapolação da curva de Tafel foi possível obter os valores do  $\log |i|$  como indicado na Tabela 17.

**Tabela 17-** Valores de  $\log |i|$  (AUTOR, 2020).

Material	$\log  i $ (A/cm <sup>2</sup> )
Amostra A e B (Metal Base)	-5,68
Amostra A - ZTA	-5,50
Amostra A - ZF	-5,75
Amostra B - ZTA	-5,51
Amostra B - ZF	-5,61

Segundo PASTOREK *et al.*, (2016) em relação à cinética de corrosão dos materiais, pode ser trabalhar com o  $i_{corr}$  e essa característica eletroquímica tem relação direta com a taxa de corrosão dado por ( $v$ ), que pode ser expressa pela equação (7):

$$v = 3280 \times i_{corr} \times \left( \frac{MM}{n \times d} \right) \quad (7)$$

Onde:

MM é a massa molar do Elemento Ferro;

n é o número de elétrons;

d é a densidade do Elemento Ferro.

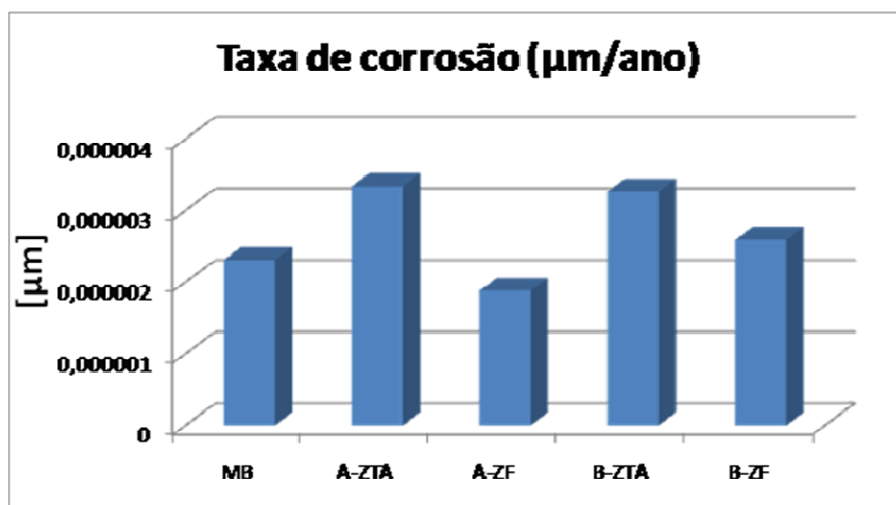
Na Tabela 18, apresentam-se os valores da taxa de corrosão para o material em estudo.

**Tabela 18** – Taxa de corrosão (AUTOR, 2020).

<b>Material</b>	<b>v (µm/ano)</b>
Amostra A e B (Metal Base)	~ 2,31
Amostra A - ZTA	~ 3,34
Amostra A - ZF	~1,88
Amostra B – ZTA	~3,26
Amostra B - ZF	~2,59

Como visto na Figura 48, as taxas de corrosão variaram para as diferentes regiões, onde a amostra A-ZF se apresentou mais resistente à corrosão generalizada, isto se deve ao arame tubular possuir em sua composição química alguns elementos de liga que atuam em melhorar a resistência a corrosão ou oxidação, como Cr, Mo, Si, Ni e Cu (TANIGUCHI *et al.*, 2011). E ainda na amostra B-ZF tem um fator que influencia na diminuição da resistência a corrosão, que é a microestrutura. Nos relatos de TANIGUCHI *et al.*, (2011) na zona fundida quando se obtém microestrutura de ferrita Widmanstätten a mesma afeta a taxa de corrosão do aço carbono soldado.

Após a solidificação da soldagem os grãos se distribuem de vários tamanhos e orientações e isso atinge tanto a ZF quanto a ZTA em relação aos seus potenciais de corrosão. Os grãos menores funcionam como ânodos e enquanto os maiores funcionam como catodos, isso explica o comportamento das regiões de ZTAs das amostras A e B em relação à taxa de corrosão, observado na Tabela 18. Normalmente as regiões que foram aquecidas (ZF) funcionam como ânodo e o entorno da ZF funciona como o catodo (LIMA, 2018).



**Figura 48** – Gráfico representativo da taxa de corrosão por ano (AUTOR, 2020).

Na superfície metálica do aço S355NL possui uma camada de óxidos de ferro que atua como barreira física que protege o substrato metálico, porém as características protetoras dessas camadas mudam com o ambiente de exposição. Em geral essas camadas possuem trincas e alguma permeabilidade que afeta sua capacidade protetora (CARNEIRO; ALVARENGA, 2011).

Com o tempo pode ser que a taxa de corrosão venha a aumentar até que o crescimento da camada de óxido venha se reduzir novamente, em um processo cíclico. O filme de óxido que se forma acima do substrato é composto por óxidos ferrosos de  $Fe_2O_3$  ou  $Fe_3O_4$  e a mistura deles, que são espessos e porosos (BATISTA *et al.*, 2011).

As variáveis metalúrgicas têm vários efeitos sobre a estabilidade do filme de proteção sobre os aços como: heterogeneidade nos contornos de grãos, impurezas ou inclusões, que podem atuar favorecendo locais para iniciar a corrosão (ESMAILZADEH; ALIOFKHAZRAEI; SARLAK, 2018).

JIN *et al.*, (2016) analisou a camada de óxidos por meio de EDS e constatou que havia resíduos de oxigênio (2,57% fração atômica e 0,83% em massa) e ferro (83,48% fração atômica e 94,17% em massa), com isso percebeu que havia grande número de óxidos de ferro nos produtos de corrosão. Os picos de resíduos de O e Fe encontrados na superfície foram localizados e nenhum produto de  $Cl^-$  participou da reação de corrosão e, sim, o  $Cl^-$  atuou acelerando a taxa de corrosão de oxidação.

## 6 CONCLUSÕES

O presente trabalho analisou a caracterização microestrutural, mecânica e eletroquímica de um aço estrutural grade S355NL soldado pelo processo FCAW com arame tubular nacional e importado e as principais conclusões foram:

- I. Com relação à caracterização microestrutural, as duas amostras apresentaram homogeneidade na parte macrográfica e micrográfica. As micrografias encontradas após soldagem foram: ferrita, ferrita acicular, ferrita Widmannstätten e perlita. O que torna usual a nacionalização do arame tubular da amostra A, que se comportou de forma homogênea na junta soldada;
- II. Com o resultado obtido no ensaio de dureza percebeu-se variações de valores na região da ZTA de ambas as amostras, o que se justifica pela microestrutura formada e o tamanho médio de grãos finos reduzido nessa região, ambas as amostras ficaram com valores de dureza dentro do tolerável, variando de 150-300 HV conforme a literatura;
- III. Após ensaio de tração foi possível notar os limites de resistência para as duas amostras apresentaram-se dentro da faixa para a amostra A e B, ou seja, o material soldado tanto o arame tubular nacional e o importado apresentaram compatibilidade com o metal base;
- IV. O ensaio de impacto mostrou um bom desempenho para ambas as amostras, mesmo a amostra B ficando próximo do valor especificado pelo fabricante do metal de solda, mas em relação ao valor estipulado pelo fabricante do metal base, com o valor mínimo de 27J, se apresenta dentro das tolerâncias definidas. Foi possível obter um aço soldado de alta resistência e tenacidade para ambas as amostras, com temperatura de transição dúctil-frágil negativa (inferior a  $-40^{\circ}\text{C}$ ), permitindo a aplicação em diversos ambientes e localizações;
- V. Com relação ao ensaio de caracterização eletroquímica, ficou evidente o bom comportamento da amostra A e B quando submetidos ao meio corrosivo contendo 3,5% de NaCl. Após o ensaio de corrosão foi

possível perceber que o arame tubular da amostra A se comportou de forma mais resistente à corrosão generalizada na ZF que o arame da amostra B como corroborado com as taxas de corrosão obtidas.

De uma forma geral, o material A e o B se comportaram de maneira homogênea e uniforme, portanto são estudos iniciais para viabilização de substituição do consumível, ainda se faz necessário outros ensaios complementares para a completa decisão em substituir o metal de adição. Pode ser que seja possível a utilização do material nacional para uso nas soldagens da construção do submarino, diminuindo o tempo na chegada do material e os custos com importações como fretes, taxas de importação e seguros.

## **7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Como base nos resultados apresentados e discussão realizada verificam-se a necessidade de estudos no que diz respeito a:

- Realizar ensaio de tração na seção transversal;
- Realizar imagens no MEV da região de ruptura nos corpos de prova de ensaio de impacto para analisar o tipo de fratura;
- Realizar ensaio de gravimetria, a fim de estudar a perda de massa das amostras;
- Avaliar o perfil ou mapa de dureza na ZTA;
- Avaliação dos custos dos metais de adição A e B.



## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMARAL, Thiago de Souza *et al.* Uso de aço de alta resistência microligado ao nióbio com limite de escoamento de 450MPa para construções mais eficientes. n. 71th ABM Annual Congress, 2016.

AMIN, Mohammed A. *et al.* A study of the inhibition of iron corrosion in HCl solutions by some amino acids. *Corrosion Science* v. 52, n. 5, p. 1684–1695, maio 2010.

ARZOLA, NELSON; ARAQUE, OSCAR. *PREDICTION OF FATIGUE LIFE FOR A TRANSVERSE FILLET WELDED JOINT AND ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF CRACK ECCENTRICITY ON THE FAILURE* | ARZOLA | DYNA, 2013.

*AWS 5.29/A5.29M:2010. Specification for low-alloy steel electrodes for flux cored arc welding.* . [S.l.]: 4ª edition, 1 set. 2009

BAPTISTA, A. L. B.; SOARES, A. R.; NASCIMENTO, I. A. *O ensaio metalográfico no controle de qualidade, UFF, Volta Redonda, [s.d.].* [S.l: s.n.], [s.d].

BARBEDO, Nancy Del Ducca. *Avaliação comparativa dos processos de soldagem GMAW e FCAW utilizando aço ASTM A36 para verificar a soldabilidade, propriedades metalúrgicas e geométricas e resistência mecânica.* [S.l: s.n.], 1 out. 2011.

BARBOSA, Luiz Henrique Soares *et al.* Microestrutura e Características Mecânicas da Zona Fundida de um Aço Naval Soldado ao Arco Submerso com Aporte Térmico Muito Elevado. *Soldagem & Inspeção* v. 23, n. 2, p. 168–179, jun. 2018.

BATISTA, S. R. F *et al.* *Comportamento de resistência à corrosão em juntas soldadas de um aço ARBL.* [S.l: s.n.], 11 abr. 2011.

BAYER, P. S. *Instituto Federal. Ensaaios dos Materiais.* [S.l: s.n.], 2013.

BELTOLDI, Evandro. *Análise de ensaio de impacto em corpo de prova.* [S.l: s.n.], 2016.

BENEDETTI, M.; FONTANARI, V.; SANTUS, C. Crack growth resistance of MAG butt-welded joints of S355JR construction steel. *Engineering Fracture Mechanics* v. 108, p. 305–315, ago. 2013.

BIGUETTI, Wilson José; BERTELLI, Felipe; FREITAS, Emmanuelle Sá. Estudo da resistência à corrosão do Aço SAE 1045 na presença de solução de cloreto. *Anais do Encontro Nacional de Pós Graduação* v. 3, n. 1, p. 433–437, 25 out. 2019.

BORBA, Tadeu Messias Donizete *et al.* Avaliação da Soldabilidade do Aço Sincron EN 10025-4 S355M Aplicado na Fabricação de Torres Eólicas com Processo de Soldagem de Alta Deposição. *Soldagem & Inspeção* v. 22, n. 4, p. 413–428, out. 2017.

BRIGHENTI, Roberto *et al.* Fatigue crack growth in welded S355 specimens subjected to combined loadings. *Frattura ed Integrità Strutturale* v. 13, n. 48, p. 10–17, 24 fev. 2019.

CALLISTER, J. W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução*. 5<sup>a</sup> ed. [S.l.]: LTC, 1999.

CARMINATI, F. A. Estudo preliminar da tenacidade ao impacto na solda de alta resistência, 3 jul. 2009.

CARNEIRO, Rogério Augusto; ALVARENGA, Evandro de Azevedo. AÇO ESTRUTURAL COM RESISTÊNCIA À CORROSÃO ATMOSFÉRICA MARINHA SEVERA E DE ELEVADA RESISTÊNCIA MECÂNICA. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais* v. 8, n. 1, p. 6–13, 2011.

CHIAVERINI, V. *Aços e ferros fundidos*. 7<sup>a</sup> ed. [S.l.]: ABM, 2005.

DALCIN, R. L. *Estudo da soldagem multipasses entre os aços dissimilares AISI 4140 e ASTM A36 sem tratamento térmico posterior*. [S.l.: s.n.], 2012.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. *Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores*. PORTO ALEGRE: EDIPUCRS, 2007. 60 p.

ESMAILZADEH, S.; ALIOFKHAZRAEI, M.; SARLAK, H. Interpretation of Cyclic Potentiodynamic Polarization Test Results for Study of Corrosion Behavior of Metals: A Review. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces* v. 54, n. 5, p. 976–989, set. 2018.

FIGUEIRÔA. *RI UFPE: Influência do teor de CO<sub>2</sub> e do metal de adição na soldagem híbrida laser-GMAW em aço estrutural grau S355*, Recife, 2016.

FONTOURA, Bruno F.C. *et al.* *Comparação da resistência à fadiga entre o aço S355 e o aços de alta resistência S690*. [S.l.: s.n.], 2011.

GAO, Wenbin *et al.* Microstructural and mechanical performance of underwater wet welded S355 steel. *Journal of Materials Processing Technology* v. 238, p. 333–340, dez. 2016.

GARCIA, Amauri. (PDF) *Ensaio dos Materiais Amauri Garcia 2<sup>a</sup> edição | Taty Sousa - Academia.edu*, 2012.

GASSAMA, D. *et al.* Investigations on the corrosion of constructional steels in different aqueous and simulated atmospheric environments. *Bulletin of the Chemical Society of Ethiopia* v. 29, n. 2, p. 299, 13 jul. 2015.

GENTIL, Vicente. *Corrosão - 6<sup>a</sup> Ed. 2011 - Saraiva*.

GOLI-UGLU, E. A. The manufacturing processes of heavy plates up to 150 mm from structural steel microalloyed with vanadium. *Steel in Translation* v. 45, n. 8, p. 605–611, ago. 2015.

GORITSKII, V. M.; SHNEYDEROV, G. R.; LUSHKIN, M. A. Nature of anisotropy of impact toughness of structural steels with ferrite-pearlite structure. *The Physics of Metals and Metallography* v. 114, n. 10, p. 877–883, out. 2013.

HE, X.; SONG, R.G.; KONG, D.J. Microstructure and corrosion behaviour of laser-cladding Al-Ni-TiC-CeO<sub>2</sub> composite coatings on S355 offshore steel. *Journal of Alloys and Compounds* v. 770, p. 771–783, jan. 2019.

JIN, Yifu *et al.* Effects of strain rate on stress corrosion of S355 steel in 3.5% NaCl solutions. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.* v. 31, n. 6, p. 1381–1386, dez. 2016.

KANTOVISCKI, Adriano Ribeiro. *Caracterização mecânica e microestrutural de aços de alta resistência e baixa liga TRIP 800*. [S.l: s.n.], 2005.

KLIMPEL, A. *et al.* SAW surfacing of low-alloyed steel with super-ferrite additional material, 1 out. 2009.

KOLARIK, L. *et al.* *The choice of parameters for welding of steel S355NL*. [S.l: s.n.], 2012.

LEIBEL, N. *Influência da velocidade de varredura nos parâmetros de resistência a corrosão por pite do aço inoxidável austenítico UNS S31600*. [S.l: s.n.], 2007.

LESSA, Cleber Rodrigo de Lima. *Soldagem FHPP - processo e metalurgia nas transformações das fases de um aço C-Mn*, 2011.

LIMA, Marcello Alencar. *TEDE: Contribuição para diagnóstico e durabilidade de algumas edificações em estruturas de aço da cidade de Goiânia*, 2018.

LINO, João Júnio Pereira. *REPOSITÓRIO INSTITUCIONAL DA UFOP: Laminação controlada de um aço microligado ao nióbio visando à obtenção do grau API X60 em laminador Steckel*, 2017.

MALISKA, A. M. *Laboratório de Materiais, UFSC, Santa Catarina*. [S.l: s.n.], [S.d.]

MARSON, Michel Deliberali. A industrialização brasileira antes de 1930: uma contribuição sobre a evolução da indústria de máquinas e equipamentos no estado de São Paulo, 1900-1920. *Estudos Econômicos (São Paulo)* v. 45, n. 4, p. 753–785, dez. 2015.

MEDEIROS, Mariana Pessoa. Análise da influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas de uma junta soldada de tubos sem costura API X70QS para aplicações Linepipe Sour Service, fev. 2018.

MODENESI, Paulo José; MARQUES, Paulo Villani; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. *Soldagem - fundamentos e tecnologia - Paulo José Modenesi, Paulo Villani Marques, Alexandre Queiroz Bracarense*, 2005.

OGATA, P. H. *et al.* Influência de parâmetros de soldagem como tensão e corrente na taxa de deposição para diferentes espessuras de chapa, 5 nov. 2016.

- OMAJENE, J.; MARTIKAINEN, Jukka; KAH, Paul. *Weldability of thermo-mechanically rolled steels used in oil and gas offshore structures*. [S.l: s.n.], 2014.
- ORDÓÑEZ, R. E. Soldagem e Caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares, 23 jan. 2004.
- PADILHA, A. F.; JUNIOR, F. S. *Técnicas de análise microestrutural*, 1987.
- PANDOLFI, A. S. *Avaliação do efeito da rugosidade na tenacidade ao impacto em aço carbono*. [S.l: s.n.], 2006.
- PANOSSIAN, Z. *et al. Interpretação de curvas de polarização IPT - Instituto de Pesquisas Tecnológicas*, 2014.
- PARIS, Aleir Fontana De; MULAZZANI, Francisco; PARIS, Jean-Michel De. Estudo microestrutural de aço carbono soldado com o processo arco submerso e adições de Fe-Ti. *Soldagem & Inspeção* v. 17, n. 1, p. 58–64, mar. 2012.
- PASTOREK, Filip *et al.* Effect of Surface Pretreatment on Quality and Electrochemical Corrosion Properties of Manganese Phosphate on S355J2 HSLA Steel. *Coatings* v. 6, n. 4, p. 46, 15 out. 2016.
- RANALLI, G. A. *et al.* Efeitos da nitretação por plasma com pós-oxidação e por banho de sal na resistência à corrosão de um aço ferramenta. *Matéria (Rio de Janeiro)* v. 14, n. 2, p. 814–823, ago. 2009.
- RIBEIRO, Henrique Varella. Caracterização microestrutural e mecânica de juntas soldadas a laser em um aço ARBL. *Doutorado em Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos – Universidade de São Paulo, Lorena*, 2017.
- RODRIGUES, L. E. M. J. *Ensaio de Dureza. IFSP, São Paulo*. [S.l: s.n.], 2017.
- ROHDE, R. A. *Metalografia e preparação de amostras. LEMM*. [S.l: s.n.], 2010.
- SÁBIO, A. D. *Aspectos operacionais e metalúrgicos da soldagem com arame metal Cored*. [S.l: s.n.], 2007.
- SILVA, Elisa da Fonseca E; OLIVEIRA, Luiz Fernando Cappa De. Avaliação da resistência à corrosão de implantes em aços inoxidáveis ISO 5832-9 e F138 removidos de pacientes. *Química Nova* v. 35, n. 1, p. 59–65, 2012.
- SOARES, Pedro Romeu da Silva. *Repositório Científico do Instituto Politécnico do Porto: Estudo da corrosão em diferentes tipos de aço*, out. 2012.
- SPAGNOL, Nicholas João Ramos. Influência do processo de fabricação do disco na vida em fadiga de rodas para veículos comerciais fabricadas com o aço S355JR. *Mestrado em Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos – Universidade de São Paulo, Lorena*, 2014.
- TANIGUCHI, N *et al.* Propagation behaviour of general and localized corrosion of carbon steel in simulated groundwater under aerobic conditions. *Corrosion Engineering, Science and Technology* v. 46, n. 2, p. 117–123, abr. 2011.

TU, Haoyun; SCHMAUDER, Siegfried; WEBER, Ulrich. Numerical study of electron beam welded butt joints with the GTN model. *Computational Mechanics* v. 50, n. 2, p. 245–255, ago. 2012.

VALTONEN, Kati *et al.* Impact wear and mechanical behavior of steels at subzero temperatures. *Tribology International* v. 129, p. 476–493, jan. 2019.

WOLYNEC, S. *Técnicas Eletroquímicas em Corrosão Vol. 49 - Stephan Woly nec - 2003.*

ZHANG, Jing; KONG, Dejun. MICROSTRUCTURES AND SALT SPRAY CORROSION BEHAVIORS OF COLD SPRAYED Al COATINGS ON S355 STEEL IN MARINE ENVIRONMENT. *Surface Review and Letters* v. 25, n. 06, ago. 2018.

ZHAO, Jingwei *et al.* Effect of tungsten addition on the mechanical properties and corrosion resistance of S355NL forging steel. *Metals and Materials International* v. 18, n. 2, p. 217–223, abr. 2012.

## APÊNDICE

Extrapolação das curvas de Tafel feitas no programa Origin Pro 8 para obtenção do  $i_{\text{corr}}$ .

