

INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DA BAHIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

LUCIAN MACHADO MENDES DE MELO

**EFEITO DA SOLDAGEM DE REPARO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE JUNTAS  
SOLDADAS DO AÇO ASTM A131 AH36 USADO EM  
EMBARCAÇÕES NAVAIS**

SALVADOR

2023

LUCIAN MACHADO MENDES DE MELO

EFEITO DA SOLDAGEM DE REPARO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE JUNTAS  
SOLDADAS DO AÇO ASTM A131 AH36 USADO EM  
EMBARCAÇÕES NAVAIS

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Bahia, como um dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Engenharia de Materiais

Linha de Pesquisa: Caracterização de Materiais

Orientadora: Prof<sup>a</sup> Dra. M<sup>a</sup> Cléa S. Albuquerque

SALVADOR

2023

Biblioteca Raul V. Seixas - Instituto Federal de Educação,  
Ciência e Tecnologia da Bahia - IFBA - Salvador/BA.

M524e Melo, Lucian Machado Mendes de

Efeito da soldagem de reparo nas propriedades mecânicas e microestruturais de juntas soldadas do aço ASTM A131 AH36 usado em embarcações navais/ Lucian Machado Mendes de Melo; orientadora Cléa S. Albuquerque -- Salvador, 2023.

117 p.

Trabalho de Conclusão de Curso (Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais) -- Instituto Federal da Bahia, 2023.

1. Aço ASTM A-131 AH 36. 2. Solda de reparo. 3. TIG. 4. ZTA. I. Albuquerque, Cléa S., orient. II. TÍTULO.

CDU 669.14

**INSTITUTO FEDERAL DA BAHIA  
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA, PÓS-GRADUAÇÃO E INOVAÇÃO**

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS - PPGEM**


**EFEITO DA SOLDAGEM DE REPARO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E  
MICROESTRUTURAIS DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO ASTM A131 AH36  
USADO EM EMBARCAÇÕES NAVAIS**

**Lucian Machado Mendes de Melo**

Produto (s) Gerado (s): **Relatório Final de Pesquisa**


Orientadora: Profa. Dra. Maria Cléa Soares de Albuquerque

Banca examinadora:

Documento assinado digitalmente  
 MARIA CLEA SOARES DE ALBUQUERQUE  
Data: 03/07/2023 10:48:56-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>


---

Profa. Dra. Maria Cléa Soares de Albuquerque – Orientadora

Documento assinado digitalmente  
 RICARDO LEITE MACIEL  
Data: 03/07/2023 14:12:31-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

Prof. Dr. Ricardo Leite Maciel – Examinador IFBA

Documento assinado digitalmente  
 ANDRE GUSTAVO DE SOUSA GALDINO  
Data: 03/07/2023 11:21:28-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

Prof. Dr. André Gustavo de Sousa Galdino — Examinador Externo IFES

Trabalho de Conclusão de Curso aprovado pela banca examinadora em 03/07/2023.

## DEDICATÓRIA

A Deus, por ser o senhor da minha vida e pelos caminhos que até hoje tem me guiado.

À minha esposa Rose, pela compreensão, incentivo e apoio.

E aos meus pais, pelos valores ensinados ao longo da vida.

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus, que através da minha vida possibilitou que tudo isso se tornasse realidade.

Minha esposa Rosemeiry e meus filhos Paulo Henrique e Luan, pela paciência, compreensão, amor, incentivo e dedicação em todas as etapas desse processo.

Aos meus pais Fátima e Joaquim, que me trouxeram a esse mundo e com toda fé e ensinamentos me fizeram ser a pessoa que sou hoje.

Agradeço à minha orientadora, prof<sup>a</sup> Dr<sup>a</sup> Cléa Albuquerque por todo suporte acadêmico, paciência e dedicação. Também por todas as orientações e ajuda prestada na realização deste trabalho.

A todos os professores e colaboradores do PPGEM, do Instituto Federal da Bahia, pelo ensino, incentivo e oportunidade de desenvolvimento deste trabalho.

Ao Instituto Federal da Bahia, *Campus* Salvador e Simões Filho, por disponibilizar os Laboratórios de Tecnologia e Pesquisa para a realização dos ensaios de laboratório.

Aos técnicos do laboratório do DATM do IFBA, *Campus* Salvador, Yuri, Carina e Helder, pelo apoio no que tange à caracterização e ensaios mecânicos dos corpos de prova.

Ao colega Alexandre Dourado, pela disponibilidade em realizar a análise da composição química.

Aos amigos de trabalho do Instituto Federal da Bahia, *Campus* Simões Filho, Josimar e Leonardo, que contribuíram para realização deste trabalho, através de incentivos, ajuda e apoio nos momentos de dificuldades.

## RESUMO

Reparos recorrentes com solda são realizados nos cascos dos navios, ainda em operação, para minimizar as perdas de produção causadas por uma eventual parada para manutenção ou substituição de peças. Tais procedimentos de soldagem podem aumentar a dureza na ZTA e, como consequência, potencializar os riscos relacionados à fragilização da estrutura como um todo, quando realizados de forma indiscriminada, sem levar em conta parâmetros técnicos. Ao mesmo tempo em que algumas normas, usadas em procedimentos de soldagem, limitam o número de reparos realizados, não fornecem também avaliações confiáveis quanto aos efeitos causados por esses procedimentos nesta região. Outrossim, a limitação de bibliografia quanto ao estudo do efeito dos reparos de solda, realizados durante a manutenção de juntas de aços ASTM A131, usados em embarcações navais, constitui a principal motivação para realização deste trabalho. Dada a relevância do tema, o estudo é imprescindível para dar suporte e instrução precisa durante a execução de soldas de reparos em estruturas navais. Neste sentido, este trabalho teve por objetivo avaliar o efeito de múltiplas soldagens de reparo, através do processo de soldagem a arco elétrico TIG (GTAW) sobre o comportamento mecânico e microestrutural de uma liga de aço ASTM A131 AH36, usada em embarcações. Para tanto foram realizados ensaios de resistência à tração, impacto e dureza e os resultados, analisados em termos das alterações microestruturais, crescimento de grãos e largura da ZTA. Os resultados mostraram uma tendência de redução da resistência à tração, dureza e tenacidade das juntas soldadas modificadas pelos reparos. A diluição e a reintrodução de calor na ZTA, associadas às transformações microestruturais foram os principais motivos atribuídos. A reintrodução de calor sequencial após o primeiro, segundo e terceiro reparos nessa região aumentou a largura da ZTA, em cerca de 24% e o diâmetro médio do grão em 12,6%, 16,7% e 18,1% respectivamente em relação à condição como soldado.

**Palavras-Chave:** Aço ASTM A-131 AH 36, Solda de reparo, TIG, ZTA.

## ABSTRACT

Recurring repairs with welding are carried out on the hulls of the ships, still in operation, to minimize production losses caused by a possible stoppage for maintenance or replacement of parts. Such welding procedures can increase the hardness of the HAZ and, as a consequence, increase the risks related to the weakening of the structure as a whole, when performed indiscriminately, without taking technical parameters into account. While some standards used in welding procedures limit the number of repairs performed, they also do not provide reliable assessments of the effects caused by these procedures in this region. Furthermore, the limitation of the bibliography regarding the study of the effect of weld repairs, carried out during the maintenance of ASTM A131 steel joints, used in naval vessels, constitutes the main motivation for carrying out this work. Given the relevance of the topic, the study is essential to provide support and precise instruction during the execution of repair welds in naval structures. In this sense, this work aimed to evaluate the effect of multiple repair welding through the gas tungsten arc welding process (GTAW) on the mechanical and microstructural behavior of an ASTM A131 AH36 steel alloy, used in boats. For this purpose, tensile strength, impact and hardness tests were carried out and the results analyzed in terms of microstructural alterations, grain growth and HAZ width. The results showed a trend towards a reduction in tensile strength, hardness and tenacity of welded joints modified by repairs. The dilution and the reintroduction of heat in the HAZ, associated with the microstructural transformations were the main attributed reasons. The reintroduction of sequential heat in this region, with the first, second and third repairs, increased the HAZ width by about 24% and the average grain diameter by 12,6%, 16,7% and 18,1% respectively in relation to as welded condition.

**Keywords:** ASTM A-131 AH 36 steel, Repair weld, Heat affected zone, GTAW.



## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1</b> - Capacidade de construção naval dos principais países.....	22
<b>Figura 2</b> - Cronologia da tecnologia dos aços TMCP. ....	23
<b>Figura 3</b> - Evolução do processo de soldagem a arco.....	24
<b>Figura 4</b> - Consumo de aço dos estaleiros do Brasil. ....	25
<b>Figura 5</b> – Curva de repartição térmica e diagrama esquemático das regiões da zona termicamente afetada de um aço com 0,20%C.....	32
<b>Figura 6</b> - Diagrama esquemático das regiões da zona termicamente afetada de um aço com 0,20%C. ....	37
<b>Figura 7</b> - Seção transversal a ZTA de uma junta soldada do aço naval EH36 produzido via laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. ....	40
<b>Figura 8</b> - Representação esquemática dos ciclos térmicos em dois pontos genéricos (1 e 2) da ZTA de uma soldagem de vários passes. A, B e C são, respectivamente, o primeiro, segundo e terceiro passes realizados. ....	40
<b>Figura 9</b> - Representação esquemática de junta obtida na soldagem com um passe e vários passes: a) um passe, b) dois passes e c) três passes.....	41
<b>Figura 10</b> - Representação esquemática da microestrutura da ZTA durante uma soldagem de múltiplos passes como função da temperatura máxima de ciclos de soldagem sucessivos. ....	42
<b>Figura 11</b> - Microestruturas típicas da ZTA de um aço baixo carbono. ....	47
<b>Figura 12</b> - Diagrama das mudanças estruturais durante um ciclo térmico de soldagem e seus efeitos nas propriedades da ZTA. ....	48
<b>Figura 13</b> - Áreas da ZTA após segundo reparo. ....	54
<b>Figura 14</b> - Ilustração esquemática das chapas utilizadas. ....	59
<b>Figura 15</b> - Chapas de aço A131 AH36 antes da soldagem.....	60

<b>Figura 16</b> - Sequência de etapas utilizadas para realização deste trabalho.....	62
<b>Figura 17</b> - Ilustração esquemática dos detalhes do chanfro. ....	63
<b>Figura 18</b> - Esquema de retirada dos corpos de prova para ensaios mecânicos. ....	68
<b>Figura 19</b> - Equipamento para ensaio de impacto Charpy. ....	69
<b>Figura 21</b> - Dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de impacto. ....	69
<b>Figura 21</b> - Localização do entalhe dos corpos de prova. ....	70
<b>Figura 22</b> - Distribuição de indentações por microdureza Vickers ao longo da junta soldada.....	71
<b>Figura 23</b> - Máquina de tração EMIC 23-300-T1. ....	72
<b>Figura 24</b> - Posições de retirada dos corpos de prova. ....	73
<b>Figura 25</b> - Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração.....	73
<b>Figura 26</b> - Curva tensão-deformação para o metal de base. ....	74
<b>Figura 27:</b> Curvas tensão-deformação levantadas em tração para os diferentes tipos de reparos. ....	75
<b>Figura 28</b> - Redução do Limite de Resistência à Tração. ....	77
<b>Figura 29</b> - Redução do Limite de escoamento.....	78
<b>Figura 30</b> - Redução no Alongamento.....	79
<b>Figura 31</b> - Perfil de microdureza da junta soldada - linha superior.....	81
<b>Figura 32</b> - Perfil de microdureza da junta soldada - linha média.....	81
<b>Figura 33</b> - Perfil de microdureza da junta soldada - linha inferior.....	82
<b>Figura 34</b> - Micrografia do metal de solda. ....	84
<b>Figura 35</b> - Micrografia da região de grãos grosseiros. ....	86
<b>Figura 36</b> - Micrografia da região dos grãos refinados. ....	87

<b>Figura 37</b> - Macrografia das soldagens reparos. ....	88
<b>Figura 38</b> - Extensão da ZTA em função dos reparos. ....	89
<b>Figura 39</b> - Energia de impacto no Metal de Solda.....	91
<b>Figura 40</b> - Energia de impacto na Linha de Fusão.....	92
<b>Figura 41</b> - Energia de impacto na ZTA.....	92
<b>Figura 42</b> - Granulometria ASTM na ZTA área superior.....	96
<b>Figura 43</b> - Granulometria ASTM na ZTA área central.....	97
<b>Figura 44</b> - Granulometria ASTM na ZTA área inferior.....	97
<b>Figura 45</b> - Superfície de fratura do metal de base. ....	99
<b>Figura 46</b> - Superfície de fratura do metal de solda reparo 0R.....	100
<b>Figura 47</b> - Superfície de fratura do metal de solda reparo 1R.....	100
<b>Figura 48</b> - Superfície de fratura do metal de solda reparo 2R.....	101
<b>Figura 49</b> - Superfície de fratura do metal de solda reparo 3R.....	101
<b>Figura 50</b> - Superfície de fratura da linha de fusão reparo 0R.....	102
<b>Figura 51</b> - Superfície de fratura da linha de fusão reparo 1R.....	103
<b>Figura 52</b> - Superfície de fratura da linha de fusão reparo 2R.....	103
<b>Figura 53</b> - Superfície de fratura da linha de fusão reparo 3R.....	104
<b>Figura 54</b> - Superfície de fratura da ZTA reparo 0R. ....	106
<b>Figura 55</b> - Superfície de fratura da ZTA reparo 1R. ....	106
<b>Figura 56</b> - Superfície de fratura da ZTA reparo 2R. ....	107
<b>Figura 57</b> - Superfície de fratura da ZTA reparo 3R. ....	107

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1</b> - Sociedades classificadoras de navios. ....	21
<b>Tabela 2</b> - Principais aços utilizados na construção naval. ....	27
<b>Tabela 3</b> - Classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita na ZTA. ....	44
<b>Tabela 4</b> - Metal de adição consumido na produção Naval. ....	51
<b>Tabela 5</b> - Composição Química (%) do aço ASTM A131 Grau AH36. ....	60
<b>Tabela 6</b> - Propriedades mecânicas do aço ASTM A131 Grau AH36. ....	61
<b>Tabela 7</b> - Propriedades de Tenacidade ASTM A131 AH36. ....	61
<b>Tabela 8</b> - Parâmetros de soldagem. ....	64
<b>Tabela 9</b> - Propriedades mecânicas do arame sólido ER70S-6. ....	64
<b>Tabela 10</b> - Propriedades mecânicas do arame sólido ER70S-6. ....	64
<b>Tabela 11</b> - Propriedades de tenacidade ao impacto do arame sólido ER70S-6. ....	65
<b>Tabela 12</b> - Resultados obtidos no ensaio de tração do metal base. ....	74
<b>Tabela 13</b> - Valores médios de propriedades mecânicas obtidos no ensaio de tração para as amostras na condição como soldado (0R) e após os diferentes reparos (1R, 2R e 3R). ....	75
<b>Tabela 14</b> - Valores de Microdureza. ....	80
<b>Tabela 15</b> - Resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy do Metal Base. ....	90
<b>Tabela 16</b> - Valores de energia de impacto para cada reparo. ....	91
<b>Tabela 17</b> - Diâmetros médios dos grãos da ZTA. ....	96

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	American Iron and Steel Institute
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
A-M	Austenita - Martensita
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
CE	Carbono Equivalente
EEMUA	Engineering Equipment and Materials Users Association
GGZTA	ZTA de grãos grosseiros
GRZTA	ZTA de grãos refinados
GTAW	Gás Tungsten Arc Welding
GMAW	Gás Metal Arc Welding
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
HSLA	High Strenght Low Alloy
ISO	Internacional Organization for Standardization
ICZTA	Região Intercrítica
MB	Metal base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
PWHT	Post Weld Heat Treatment
SCZTA	Região Subcrítica
TIG	Tungsten Inert Gás
TMCP	Thermomechanical Controlled Processing
ZF	Zona fundida
ZFL	Zona frágil localizada
ZTA	Zona Termicamente Afetada

## LISTA DE SÍMBOLOS

$T_c$	Temperatura crítica
$TG_\gamma$	Tamanho de grão da austenita
$T_p$	Temperatura de pico
$\text{kJ/cm}$	KiloJoule por centímetro
$T_f$	Temperatura de fusão
$\text{MPa}$	Mega Pascal
$\text{HV}$	Hadness Vickers
$G$	Tamanho de grão austenita

## SUMÁRIO

### CAPÍTULO 1

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	17
1.1 Objetivo geral.....	20
1.2 Objetivos específicos.....	20

### CAPÍTULO 2

<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	21
2.1 INDÚSTRIA NAVAL.....	21
2.2 INDÚSTRIA NAVAL BRASILEIRA.....	24
2.3 AÇOS UTILIZADOS NA INDÚSTRIA NAVAL .....	26
2.4 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA.....	28
2.5 TMCP.....	28
2.6 SOLDAGEM DOS AÇOS ARBL.....	29
2.7 METALURGIA DA SOLDAGEM.....	30
<b>2.7.1 ZONA FUNDIDA</b> .....	32
2.7.1.1 Microestruturas da Zona Fundida.....	33
<b>2.7.2 ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)</b> .....	35
2.7.2.1 Microestrutura da ZTA.....	43
2.8 TENACIDADE DA ZTA.....	48
2.9 PROCESSOS DE SOLDAGEM APLICADOS À INDÚSTRIA NAVAL .....	49
2.10 SOLDAGEM DE REPARO.....	51

## CAPÍTULO 3

<b>3 MATERIAL E METODOLOGIA</b> .....	59
3.1 MATERIAL.....	59
3.2 METODOLOGIA.....	62
<b>3.2.1 Preparação das chapas</b> .....	63
<b>3.2.2 Soldagem das Chapas e Reparos</b> .....	63
<b>3.2.3 Análise da composição química</b> .....	65
<b>3.2.4 Caracterização Microestrutural</b> .....	65
3.2.4.1 Macrografia.....	66
3.2.4.2 Micrografia por Microscopia Óptica.....	66
3.2.4.3 Micrografia por Microscopia Eletrônica de Varredura.....	67
3.2.4.4 Determinação do tamanho de grão.....	67
<b>3.2.5 Ensaios mecânicos</b> .....	67
3.2.5.1 Ensaio de Impacto Charpy.....	68
3.2.5.2 Ensaio de Microdureza Vickers.....	70
3.2.5.3 Ensaio de tração.....	71
3.2.5.4 Análise Fractográfica.....	73

## CAPÍTULO 4

<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	74
4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	74
4.2 ENSAIO DE MICRODUREZA.....	80
4.3 MACROGRAFIA.....	88



4.4	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY.....	90
4.5	TAMANHO DE GRÃO.....	95
4.6	ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	99

## **CAPÍTULO 5**

<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>109</b>
----------	-------------------------	------------

## **CAPÍTULO 6**

<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>110</b>
----------	--	------------

## CAPÍTULO 1

### 1 INTRODUÇÃO

A indústria naval no Brasil passou por um momento de grandes investimentos, com a exploração do pré-sal. Com isso, esse setor juntamente com o de petróleo e gás incluíram o país entre os maiores mercados de estruturas e produção offshore, como também de embarcações de apoio. Toda essa demanda gerou um grande suporte logístico de manutenção a médio e longo prazo, principalmente na área de soldagem, que chegou a ter 80% da solicitação de reparos navais (ORTIZ, 2008; RIBEIRO, 2015).

O emprego dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), em especial, dos aços da classe ASTM A131, obtido por processamento termomecânico com resfriamento controlado (do inglês *Thermomechanical Controlled Processing* ou TMCP), ampliou o desenvolvimento tecnológico na indústria naval. As possibilidades de correlações entre microestrutura e processamento, permitem uma combinação especialmente desejável de resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade (FAR *et al.*, 2019; LEDERMUELLER *et al.*, 2020).

A soldagem é considerada um dos processos de fabricação mais importantes, dentro de um estaleiro, pois é através dele que ocorre a montagem dos componentes que farão parte de um navio. O surgimento de imperfeições geométricas e estruturais nas etapas de corte das peças e união são inevitáveis e demandam novas operações de soldagem, chamadas soldagens de reparo (MOATTARI *et al.*, 2020).

Considerada uma operação de caráter emergencial na fabricação, a soldagem de reparo também é utilizada na manutenção dos navios, exercendo um papel econômico importante ao eliminar a necessidade de substituição de peças e evitar que equipamentos fiquem parados por um prolongado tempo (JIANG, *et al.* 2021; ARAÚJO *et al.* 2022).

Na melhor das hipóteses, é durante a docagem, quando as embarcações são submetidas à inspeção, que procedimentos temporários, envolvendo a soldagem de

reparo das partes danificadas, costumam ser realizados com o propósito de restaurar a integridade estrutural e, assim, permitir o funcionamento pleno das embarcações (HANNING *et al.*, 2020).

Essas ações demandam o desenvolvimento de procedimentos e de soldadores devidamente qualificados, suportados por normas internacionais de construção e montagem, tais como: DNV OS F101 (2017), ASME BPVC IX (2019) e API 1104 (2021).

Há, porém, na prática, uma grande distância do ambiente propício para a soldagem, quando nem sempre se conta com recursos disponíveis para que a manutenção por reparo seja executada nos mesmos moldes que a solda originalmente produzida. Este fato pode colaborar para que a soldagem de reparo e manutenção tenha um padrão de qualidade final inferior (ZEINODDINI *et al.*, 2013; CONTRERAS *et al.*, 2015; CHEN *et al.*, 2021).

Sabe-se que a soldagem de reparo é um procedimento de manutenção, não previsto no projeto original do equipamento, que envolve a remoção de material com defeito e posterior preenchimento do local com solda. Tal operação é, muitas vezes, realizada no mesmo local, levando a junta a experimentar múltiplos ciclos térmicos e tensões adicionais, cujos efeitos podem incluir dureza excessiva e fragilização (GUO *et al.*, 2018).

Os múltiplos reparos introduzem de forma repetida, calor nas adjacências da solda, o que, em excesso, pode levar ao crescimento de grãos na ZTA e comprometer, entre outras coisas, a tenacidade do material. Outras mudanças incluem também um aumento da largura dessa região, resultando em uma maior heterogeneidade microestrutural. Essas mudanças são indesejáveis e podem afetar não só a integridade estrutural da solda, mas do componente como um todo (DONG *et al.*, 2005; BRZIAK *et al.*, 2011; GUO *et al.*, 2018).

Em função dos efeitos adversos na ZTA, diferentes normas estabelecem limitações quanto ao número de soldas de reparos, tais como: PETROBRÁS N-133 (2012), DNV OS F101 (2017), ASME BPVC IX (2019), API 1104 (2021) (SHOJAATI, *et al.*, 2020). Porém, até o momento, as diretrizes disponíveis não

forneem avaliações confiáveis quanto aos efeitos causados nessa região (AGHAALI, *et al.* 2014).

Nas últimas décadas, o número de pesquisas envolvendo os aços TMCP, bem como sua aplicabilidade e fatores que influenciam sua soldabilidade tem aumentado significativamente, porém poucos trabalhos relacionados ao estudo do efeito da soldagem de reparo nessas ligas são encontrados (VEGA *et al.*, 2008, MAAMACHE *et al.*, 2016, PIKUŁA *et al.*, 2017, LI, *et al.*, 2020).

Dada a relevância do tema, o estudo do comportamento mecânico de juntas soldadas de ligas de aço ASTM A131 é imprescindível no contexto das embarcações. Torna-se então um desafio comum dos usuários desses equipamentos, o conhecimento técnico necessário compatível com a criticidade do reparo a ser executado.

É, portanto, sob esses aspectos, que este trabalho visa contribuir ao propor um estudo envolvendo reparos de soldas em aço ASTM A131 AH36, que permita oferecer suporte e instrução precisa para a execução de tais procedimentos de manutenção por solda.

## 1.1 OBJETIVO GERAL

Este trabalho tem como objetivo avaliar o efeito da soldagem de reparo sobre o comportamento mecânico e microestrutural em juntas soldadas de aços ASTM-AH36, usados em embarcações navais.

## 1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Realizar a soldagem das chapas de aço ASTM A131 AH36 pelo processo de soldagem a arco elétrico TIG (GTAW) e repará-la com um, dois e três reparos, através do mesmo processo e parâmetros de soldagem, definidos em função da classe e espessura do material;
- Avaliar a influência dos múltiplos reparos sobre as propriedades mecânicas de resistência à tração das juntas, comparando o seu desempenho aos resultados obtidos na sua condição original, como soldado;
- Avaliar a influência dos múltiplos reparos sobre os valores de tenacidade ao impacto e perfil de microdureza das juntas soldadas, levando em conta as transformações microestruturais, o tamanho de grão e a largura da ZTA;

## CAPÍTULO 2

### 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 2.1 INDÚSTRIA NAVAL

Todos os serviços executados na indústria naval têm uma uniformidade e qualidade que seguem padrões de normas técnicas internacionais. Essas normas, além de estabelecer todos os métodos de processo de fabricação, também classificam quais materiais podem ser utilizados (RIBEIRO, 2015). Os métodos são estabelecidos por organizações reconhecidas como delegações de competência, de acordo com as normas de autoridade marítima para reconhecimento de sociedades para atuarem em nome do governo brasileiro (NORMAM-06). A Tabela 1 mostra, de forma simplificada, algumas dessas principais sociedades classificadoras.

**Tabela 1** - Sociedades classificadoras de navios.

<b>NORMAS</b>	<b>ABREVIATURAS</b>	<b>PAÍS DE ORIGEM</b>
Lloyds Register of Shipping	LRS	Inglaterra
American Bureau of Shipping	ABS	EUA
Bureau Veritas	BV	França
Germanischer Lloyd	GL	Alemanha
Det Norske Veritas	DNV	Noruega
nippon Kaiji Kyokay	NK	Japão

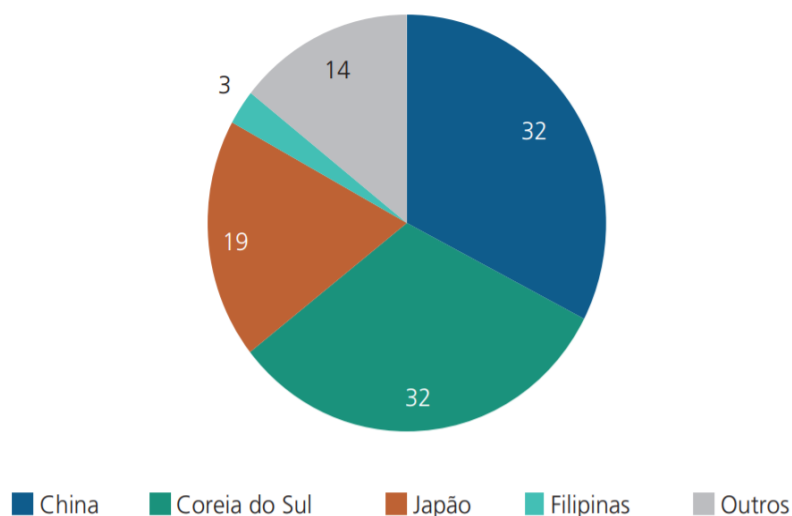
Fonte: Adaptado de Marinha (2022).

A indústria naval vem passando por uma série de mudanças, principalmente no processo de fabricação, visando aumentar a competitividade no mercado de transportes e cargas marítimas. Esse acréscimo é resultado do aumento populacional e da economia global, levando as embarcações a ser o principal meio de transporte dos países emergentes, atualmente. Com isso, houve um grande aumento na demanda por navios mercantes. Em 2006, já se chegava a 700 milhões de toneladas para transporte global, e nos próximos anos alcançará a marca de um bilhão (IPEN, 2021).

A marinha mercante totaliza cerca de 80% das transações realizadas em todo mundo, o que representa US \$4,8 trilhões em negociações. Com isso, nos últimos anos, diversos países investiram em programas para renovação e expansão de frotas navais, tanto em navios mercantes quanto de guerra. Existe um destaque especial para as embarcações especializadas em transporte de petróleo, seus derivados e carga de grãos, que hoje corresponde a mais de 60% do transporte marítimo mundial. Por esses aspectos, existe um grande esforço dos construtores de navios, visando melhorar a eficiência do processo de soldagem e das siderúrgicas, para atender as demandas do aumento da produção naval. Essa exigência vem em conjunto com a Organização Marítima Internacional (IMO), que vem aumentando a consciência com segurança e preocupações ambientais, fazendo com que aconteça um endurecimento dos regulamentos no que diz respeito a demandas mais rigorosas relacionadas ao uso do aço no ambiente marítimo (IMAI, 2008).

Desde a década de 1980, os países asiáticos na região do pacífico, representam mais de 80% da construção naval, dominando a construção mundial em largas escalas. Conforme a Figura 1, até 2017, a China, Coreia do Sul e Japão, eram os maiores fabricantes de navios cargueiros do mundo. Porém, recentemente, os prestadores de serviços e fabricantes de navios mudaram o foco de investimento para Índia, Vietnã e outros países da região, a fim de combinar o bom nível tecnológico à mão de obra com custo relativamente baixo (PINHÃO *et al.*, 2019).

**Figura 1** - Capacidade de construção naval dos principais países.

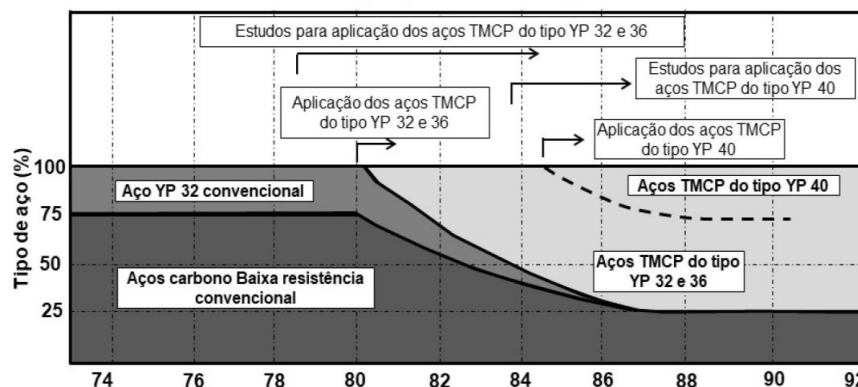


Fonte: Pinhão *et al.* (2019).

A Figura 2 mostra que no Japão na década de 1970, aconteceram grandes avanços de pesquisa e desenvolvimento, no intuito de aumentar o desenvolvimento dos aços com uma maior resistência mecânica e melhor soldabilidade, como os aços produzidos por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (*Thermomechanical Controlled Processing*). Estes aços apresentam propriedades mecânicas e metalúrgicas altamente desejáveis, em relação aos aços convencionais. Os menores teores de carbono e elementos de liga combinados à técnica de processamento resultam na melhoria da soldabilidade, conformabilidade, sem a necessidade de processos adicionais de tratamento térmico (DINIZ, 2019).

Desse modo, os aços de baixa resistência (ASTM A-36) com resistência mecânica em torno de 240 MPa, foram substituídos progressivamente pelos aços de alta resistência e baixa liga.

**Figura 2 - Cronologia da tecnologia dos aços TMCP.**



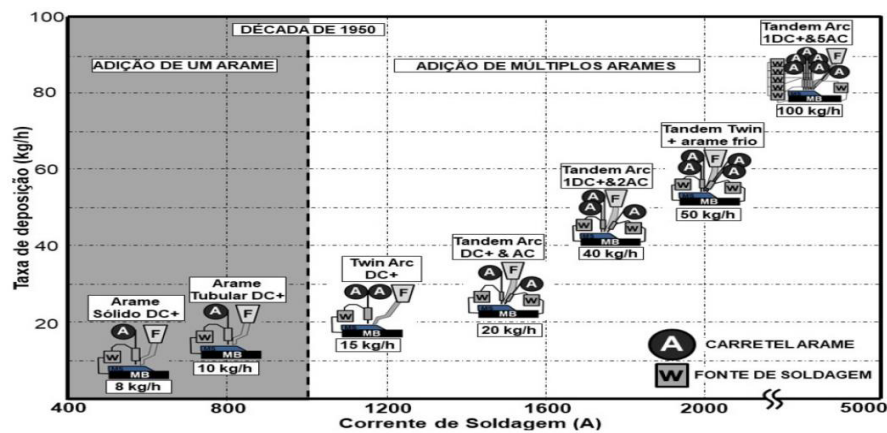
Fonte: Borba (2019).

O aperfeiçoamento dos aços para aplicação naval, permitiu um avanço tecnológico no processo de união através da soldagem. Os aços, produzidos via TMCP, soldados com baixo aporte térmico dispensaram a necessidade de uso de pré-aquecimento, e tornou real a exploração da soldagem com maiores aportes térmicos, aumentando a produtividade, durante a fabricação naval. Com isso, a demanda por aços com melhores propriedades e maior eficiência, fazem com que as siderúrgicas entrem num processo de modernização dos meios de produção, como também as empresas de equipamentos e consumíveis de soldagem (BORBA *et al.*, 2015).



A Figura 3 ilustra a evolução do processo de soldagem a arco submerso evidenciando a relação do aumento da taxa de deposição com o aumento da corrente de soldagem. Concomitantemente, o emprego de aços TMCP, aliado a processos de soldagens modernos e com altas taxas de deposição tem resultado em estruturas mais leves, com menos custos operacionais e menor tempo de fabricação.

**Figura 3** - Evolução do processo de soldagem a arco.



Fonte: Borba (2019).

## 2.2 INDÚSTRIA NAVAL BRASILEIRA

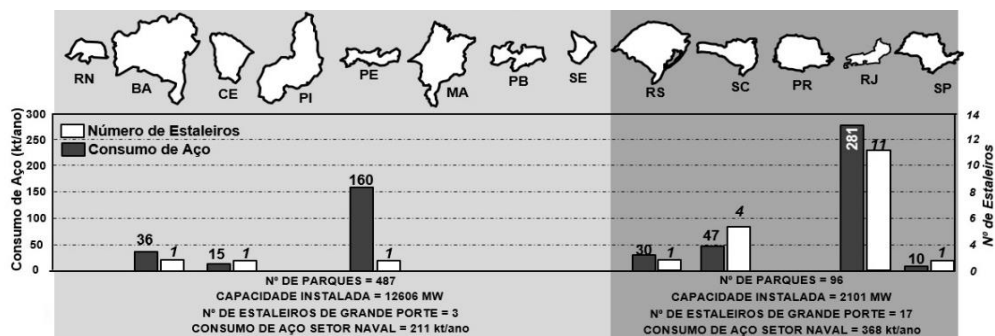
Entre as décadas de 70 e 80, a indústria naval teve o seu maior crescimento vindo a estagnar no final dos anos 90. No início dos anos 2000, com o impulsionamento de investimentos realizados para a exploração de petróleo em águas profundas do pré-sal, ressurgiu a produção de estruturas offshore. Com o aumento da produção, houve um aumento na demanda de fabricação de grandes estaleiros, localizados nos estados do Rio de Janeiro, Pernambuco, Rio Grande do Sul e Bahia. Para acompanhar essa modernização, com o objetivo de otimizar tempo e custos, foram adquiridos equipamentos de soldagem capazes de realizar soldagem em apenas um lado da junta, com elevada taxa de deposição de metal de adição e execução da solda com apenas um passe e altos aportes térmicos, da ordem de 200 a 280 kJ/cm (SINAVAL, 2021).

A Petrobras tem se destacado como a maior demandante mundial da construção naval offshore. A partir de suas demandas, a capacidade instalada dos

estaleiros nacionais aumentou expressivamente, tanto por investimentos em novas unidades quanto por expansões e modernizações de instalações existentes. Se, em 2003, o setor naval empregava 3 mil pessoas no Brasil, em 2012 contava com 62 mil trabalhadores e, ao final do primeiro trimestre de 2013, atingiu 71 mil. De acordo com o Sindicato Nacional da Indústria da Construção Naval (SINAVAL), a indústria naval brasileira terá, em 2016, 100 mil oportunidades de emprego, número que pode até quadruplicar se forem computados os postos gerados nos setores subsidiários de equipamentos e serviços. Em fase de expansão, o setor tem movimentado mais de R\$ 3 bilhões por ano (CAMPOS NETO *et al.*, 2014).

No Brasil, existem cerca de 20 estaleiros de grande porte. Se estivessem operando com 100% da sua capacidade, seriam capazes de produzir mais de 500 mil toneladas por ano, conforme Figura 4.

**Figura 4 - Consumo de aço dos estaleiros do Brasil.**



Fonte: Borba (2019).

O aumento da produção naval nos anos 2000 veio acompanhado da necessidade de:

- Mão de obra qualificada;
- Desenvolvimento de novos materiais;
- Terceirização do processo de fabricação, estilo de produção adotada mundialmente;
- Pesquisa voltada a novas tecnologias e projetos modernos, a fim de otimizar processos de soldagem;

### 2.3 AÇOS UTILIZADOS NA INDÚSTRIA NAVAL

O aperfeiçoamento das tecnologias aplicadas à siderurgia, impulsionada por motivos econômicos relacionados ao risco de catástrofes e à utilização inadequada de determinados materiais, impulsionou o desenvolvimento de novas classes de aços, com valores apreciáveis de tenacidade e soldabilidade, que pudessem atender à indústria naval (BORBA, 2019).

Os aços empregados no processo de fabricação de navios e embarcações, são divididos de acordo com seus valores de resistência mecânica, em dois grupos: aços de resistência moderada ou normal e aços de alta resistência. O primeiro grupo é subdividido em classes: A, B, C e D, de acordo com os valores de tenacidade. Já o segundo grupo, inclui as classes de aços AH, DH, EH e EF, seguidos dos dígitos 32, 36 e 40, que indicam valores aproximados da tensão limite de escoamento (ASTM, 2019).

Os aços que contêm resistência moderada, possuem carbono e manganês como elementos endurecedores. O percentual de carbono é o principal fator relacionado à resistência, já o manganês, por estar associado ao refinamento da microestrutura, permite o aumento da tenacidade em baixas temperaturas e reduz a temperatura de transição dúctil/frágil (RIBEIRO, 2015).

Os aços de alta resistência apresentam maiores teores de elementos refinadores de grão, como nióbio, vanádio e titânio. O cobre, níquel e o molibdênio podem ser adicionados com o objetivo de endurecer o aço, pelo mecanismo metalúrgico de solução sólida substitucional (SILVA, 2018; GHENO, 2018).

Atualmente, os aços empregados na indústria naval possuem alta resistência mecânica, devido a três mecanismos de endurecimento: refino dos grãos austenítico e ferrítico, dispersão de carbonitretos e carbonetos e aumento da densidade das discordâncias. Com esses três mecanismos, é permitida a redução do teor de carbono desses aços (a teores inferiores a 0,10%), o que permite melhorar sua soldabilidade (COZZA *et al.*, 2019).

As microestruturas dependem da composição química e do processamento, e são o resultado das transformações da austenita em ferrita/perlita, ferrita/bainita/

ferrita/martensita ou ainda numa mistura desses constituintes. Durante o processamento, ainda pode ser aplicado um resfriamento acelerado, com objetivo de formar a ferrita acicular ao invés de ferrita poligonal, para promover uma combinação favorável de alta resistência mecânica, sem decréscimo da tenacidade (RIBEIRO *et al.*, 2016).

Essa classe de aço estrutural usada na fabricação de embarcações costuma ser especificada conforme a norma ASTM A131 – A (*American Society for Testing and Materials*) (MARINHO, 2020). A

Tabela 2 exhibe a classificação dos aços, destacando suas propriedades mecânicas.

**Tabela 2** - Principais aços utilizados na construção naval.

Classes do aço	Carbono equivalente (%)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Tenacidade (J)	
A	0,40 máx	235	400 - 520	0 °C	
B				27	
C					-20 °C
D					-40 °C
AH 32	0,36 máx	270	420 - 530	0 °C	
DH 32				31	
EH 32					-40 °C
AH 36	0,38 máx	315	440 - 590	0 °C	
DH 36				34	
EH 36					-40 °C
A 40	0,40 máx	355	490 - 620	0 °C	
D 40				39	
E 40					-40 °C

Fonte: ASTM A131 (2014).

## 2.4 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA

Os aços ASTM A131 são considerados de alta resistência e baixa liga ou ARBL (do inglês *High Strength Low Alloy*), uma vez que apresentam limite de escoamento entre 350 a 750 MPa, e elementos de liga, formadores de carbonetos, como: vanádio, titânio, cromo e molibdênio.

Os aços ARBL foram desenvolvidos na década de 60, como uma alternativa de baixo custo para compor estruturas usadas nas indústrias de petróleo e gás, naval e automotiva (DENISA *et al.*, 2021).

A associação da composição química, envolvendo carbono, entre 0,05 e 0,25%, manganês até 2,0% e elementos microligantes como Nióbio, Titânio e Vanádio, ao processamento termomecânico com resfriamento controlado resulta em ligas com uma microestrutura ferrítico-perlítica e uma combinação altamente desejável de propriedades, como resistência mecânica, tenacidade e boa soldabilidade. Estruturalmente respondem por essas características devido aos grãos refinados, à alta densidade de discordâncias, ao endurecimento por precipitação causado por carbonetos (titânio, vanádio ou nióbio) e à anisotropia do material, em virtude do processo de fabricação (FAR *et al.*, 2019).

## 2.5 TMCP

O processo de laminação controlada seguido de resfriamento acelerado (TMCP), representou um dos grandes avanços na aciaria estando intimamente ligado à produção dos aços ARBL que, no princípio, teve este processo aplicado apenas às chapas grossas, mas, em 1970 passou a ser utilizado em tubos industriais. Em 1984, a norma ASTM-A841M especificou o TMCP para vasos de pressão (NISHIOKA; ICHIKAWA, 2012).

A EEMUA (*Engineering Equipment and Material Users Association*) também aprovou o TMCP para a produção do aço naval. Com a associação dos elementos microligados ao TMCP, há um melhor controle microestrutural, aumento da resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade dessas ligas. Essa tecnologia é

aplicada em diversos setores, além da indústria naval, à construção civil, à fabricação de dutos e tanques criogênicos (EEMUA, 1994).

## 2.6 SOLDAGEM DOS AÇOS ARBL

A soldabilidade dos aços ARBL é diretamente afetada pelo teor de carbono equivalente presente em sua composição química. O carbono equivalente (CE) pode ser estimado pela equação (1):

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

A equação (1) é uma fórmula empírica que pode ser usada como um índice de temperabilidade, já que leva em consideração a influência de diferentes elementos de liga no processo de transformação da austenita no aço, assim como o carbono. O aumento do teor de carbono, por exemplo, favorece a formação de martensita de alto carbono (lenticular e maclada) durante o processo de soldagem. No entanto, o aumento da entrada de calor reduz a tenacidade, devido à formação de produtos de conversão altamente caracterizados à temperatura, como ferrita proeutóide original, ferrita Widmanstätten e bainita superior (SILVA, 2013).

A transformação microestrutural é afetada pela composição química, que também afeta a temperabilidade da austenita formada durante o ciclo térmico na temperatura de pico crítica. No entanto, não se espera que o carbono seja o principal fator. É importante que na "equação de temperabilidade" essas regiões estão numa temperatura logo acima de  $Ac_1$ , logo o carbono será distribuído uniformemente em pequenas frações de volume da austenita. Portanto, não existe na fórmula do carbono equivalente o elemento carbono, e sim um fator adicional Si / 6, que são considerados por uma aproximação, a fim de expressar a influência dos elementos de liga na temperabilidade de acordo a equação (2) (SILVA, 2013).

$$CE = \frac{\%Si + \%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (2)$$

A equação (2) é normalmente utilizada para avaliar a tendência à formação do microconstituente A-M e seu efeito na tenacidade.

Com o desenvolvimento dos aços ARBL, a introdução de elementos de liga permitiu reduzir significativamente o teor de carbono, resultando em uma diminuição da temperabilidade. Desta forma, a soldabilidade passa a ser uma das características mais importantes dos aços ARBL, pois quanto menor o teor de carbono, menor a temperabilidade ou formação de martensita de baixo carbono, que é um fenômeno que causa fragilização do aço e, portanto, fratura frágil (ALMEIDA, 2014).

## 2.7 METALURGIA DA SOLDAGEM

Nos processos de soldagem por fusão são utilizadas fontes concentradas de calor e temperatura sobre um pequeno volume de material. Enquanto a fonte está se movendo sobre a junta, a solda é fundida e solidificada. Esta concentração localizada de energia provoca o aparecimento de altas temperaturas em pequenas áreas e gradientes térmicos elevados ( $10^2$  a  $10^3$  °C/mm). Como consequência dessa variação térmica, ocorrem mudanças microestruturais e de propriedades nas adjacências da solda. A cada ponto do material próximo à junta está associado um ciclo térmico, que corresponde ao histórico de mudanças de temperatura durante a soldagem. Na prática, cada um desses pontos passa por um tratamento térmico. Os ciclos térmicos de soldagem e a repartição térmica (máxima temperatura em cada ponto) dependem da condutividade térmica do metal base, geometria da junta (direções de fluxo de calor), espessura da solda, energia de soldagem e temperatura inicial da peça (MODENESI *et al.*, 2016).

Durante a soldagem, a resistência do material às dilatações e contrações térmicas favorecem o surgimento de tensões residuais, que combinadas às solicitações externas podem exceder a tensão limite de escoamento e levar à formação de uma alta densidade de discordâncias (SHANMUGAM *et al.*, 2006).

A temperatura de pico ( $T_p$ ) é a temperatura máxima atingida por um ponto durante o ciclo térmico de soldagem e indica as transformações microestruturais que podem ocorrer, assim como a extensão da ZTA durante a soldagem. A temperatura crítica ( $T_c$ ) é a mínima necessária para que ocorram mudanças microestruturais significativas (SILVA, 2013).

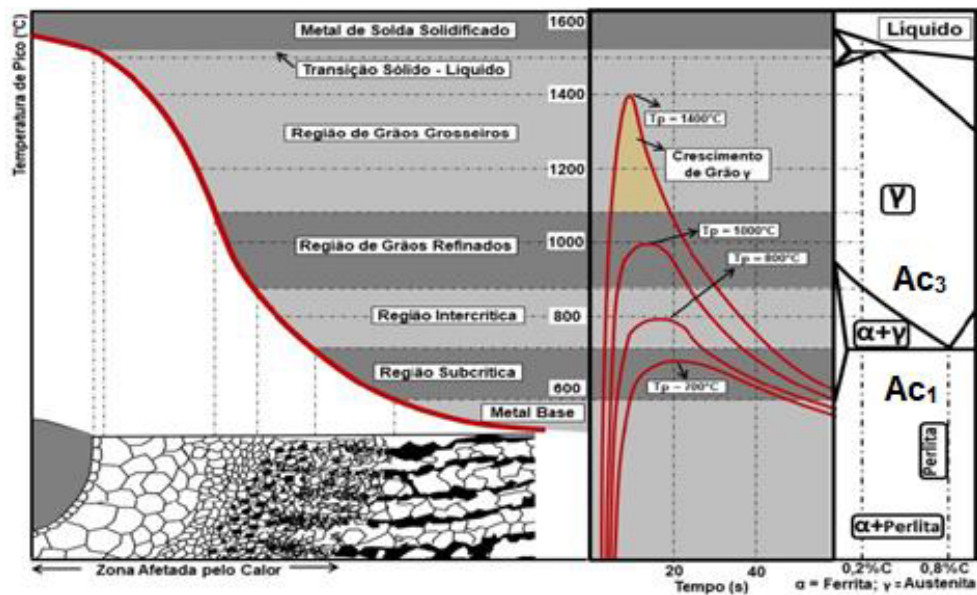
Na soldagem por fusão a junta soldada pode ser subdividida em quatro regiões básicas (MODENESI *et al.*, 2016):

- **Zona Fundida (ZF) ou metal de solda (MS):** Região onde o material se funde e se solidifica durante a operação de soldagem. A temperatura de pico nesta área é mais alta do que a temperatura de fusão do metal de base;
- **Zona de ligação (ZL):** Região do metal de base que sofreu fusão e que forma a interface entre o cordão de solda e a ZTA;
- **Zona Termicamente Afetada (ZTA):** Região não fundida do metal de base, cuja microestrutura foi afetada pelos ciclos térmicos de soldagem;
- **Metal base (MB):** a área mais afastada do cordão de solda, que não foi afetada pelos ciclos térmicos da soldagem. A temperatura de pico é inferior à temperatura crítica do material;

Essas áreas são expostas a temperaturas de pico que decrescem à medida que a fonte de calor se afasta, conforme curva de repartição térmica, ilustrada na Figura 5.



**Figura 5** – Curva de repartição térmica e diagrama esquemático das regiões da zona termicamente afetada de um aço com 0,20%C.



Fonte: Adaptado Borba (2019).

### 2.7.1 ZONA FUNDIDA

A composição química do metal de solda varia com a composição do metal de base, eletrodos e fluxos. Os processos de soldagem com elevados aportes térmicos são normalmente utilizados por motivos econômicos, uma vez que promovem alta taxa de deposição, reduzindo o tempo de processamento. Os elementos presentes no metal de base são incorporados à solda por diluição, a qual é função do aporte térmico. Por outro lado, a composição da ZTA é influenciada pela do metal base, portanto, seu controle é limitado. Esses fatores junto com as altas taxas de resfriamento, tamanho do grão e morfologia geral das duas regiões, resulta em uma diferença entre as microestruturas do metal de solda e da ZTA. O metal de solda, a depender do número de passes, possui uma estrutura constituída de grãos recristalizados e colunares diferentes do aspecto dos grãos modificados da ZTA, que possui grãos grosseiros e equiaxiais próximos à linha de fusão (SILVA, 2013).

Na poça de fusão o metal de adição é misturado ao metal de base fundido sob agitação intensa. Nessa área superaquecida, acontece uma elevada interação entre a mistura de metal fundido (base e adição), gases e escórias presentes na

atmosfera do arco. Essas interações envolvem a absorção de gases, como hidrogênio transferência de oxigênio, elementos de liga e impurezas do metal fundido à escória ou vice-versa, e volatilização de algumas substâncias como zinco, cádmio, cromo e alumínio (MODENESI *et al.*, 2016).

O processo de solidificação determina várias características macroscópicas e microestruturais do cordão de solda, que têm um impacto significativo nas propriedades e no comportamento da solda. O metal de solda formado por um único passe exibe uma estrutura de grãos colunares que crescem por epitaxia, a partir dos grãos da ZTA. Já, na solda multipasse, a deposição sucessiva dos passes de solda permite a identificação de três regiões distintas após a solidificação: grãos colunares, grãos recristalizados grosseiros e grãos recristalizados finos ou equiaxiais (MODENESI *et al.*, 2016).

Os grãos colunares são formados devido à liberação de calor latente de solidificação na região mais distante da interface sólido/líquido (interface chanfro/metálico fundido). A temperatura do líquido próximo a essa interface é próxima à temperatura de fusão do metal. Como resultado, o número de grãos recém nucleados é bastante reduzido, e o sólido é formado principalmente pelo crescimento dos grãos existentes no líquido, mostrando as características colunares da região. Grãos equiaxiais são formados na zona de refino, onde o calor é extraído quase igualmente em todas as direções. A nucleação de novos grãos ocorre na ZTA. Na linha de fusão (o limite entre a zona de fusão e a ZTA), a solidificação da poça de fusão é dominada pelo crescimento de grãos de metal base localizados neste limite, que garante a continuidade metalúrgica entre a zona fundida e a zona termicamente afetada (SILVA, 2013).

#### 2.7.1.1 Microestruturas da Zona Fundida

As propriedades mecânicas dos metais de solda de aços ferríticos são influenciadas pela microestrutura resultante após o resfriamento. A nomenclatura dos constituintes microestruturais presente, nos metais de solda, mais aceita, é proposta pelo documento IX 1533-88 do Instituto Internacional de Soldagem (IIW) (ABSON *et al.*, 1988 apud ALBUQUERQUE, 2004), onde os principais microconstituintes são:

**Ferrita primária (PF)** – Este constituinte pode ser nucleado dentro do grão da austenita, denominando-se ferrita primária intragranular – PF(I), ou através dos seus contornos, sendo chamada de ferrita de contorno de grão – PF(G). normalmente é formado por baixas taxas de resfriamento, tendo em sua forma grãos poligonais ou veios alongados. É caracterizado por uma granulometria grossa e com baixo limite de resistência mecânica, também concentra uma maior deformação, facilitando a iniciação de trincas por clivagem, por isso, é indesejável nos metais de solda (ALBUQUERQUE, 2004; BHADESHIA, 2006).

**Ferrita com segunda fase (FS)** – pode apresentar-se como ferrita com segunda fase alinhada – FS(A), conhecida também como ferrita de Widmanstätten, ou ferrita com segunda fase não alinhada – FS(NA). Por não possuir alto ângulo de contornos, não possui resistência a propagação de trincas por clivagem, reduzindo a resistência da zona fundida. Esse constituinte é formado por duas ou mais ripas paralelas e sua nucleação acontece dentro do grão austenítico. O formato grosseiro e paralelo dos grãos, facilita a formação de constituintes ricos em carbono nos seus contornos, formando uma microestrutura frágil, facilitando a propagação de trincas (ALBUQUERQUE, 2004; BHADESHIA, 2006).

**Ferrita acicular (AF)** – É formada por grãos extremamente finos, dentro dos grãos austeníticos e com contornos de alto ângulo. Devido sua alta densidade de discordância, lhe confere uma combinação de alta resistência mecânica e tenacidade (ALBUQUERQUE, 2004; BHADESHIA, 2006).

**Agregados de ferrita e carbonetos (FC)** – Sua formação é composta por ferrita fina com carbonetos. Apresenta pequenas áreas escuras entre os grãos de ferrita, e os carbonetos proporciona sítios para nucleação de trincas por clivagem, que proporciona trincas por clivagem, redução a resistência mecânica do metal de solda (ALBUQUERQUE, 2004; BHADESHIA, 2006).

**Bainita (B)** – Microconstituinte formado por ferrita e carbonetos, onde sua forma é acicular, e por isso, pode apresentar-se de duas formas: bainita superior e inferior. É formado através de transformação isotérmica, apenas em aços com elementos de liga, obtidos sob resfriamento contínuo. As bainitas tem alta dureza e

resistência dos aços temperados e revenidos, porém, com uma ductibilidade superior (ALBUQUERQUE, 2004; BHADESHIA, 2006).

**Martensita (M)** – constituinte formado sob altas taxas de resfriamento, que causa distorção na rede cristalina da austenita, pelo excesso de carbono em solução sólida. Esse carbono proporciona elevada dureza e resistência mecânica, com baixa tenacidade, portanto, indesejável em metais de solda (ALBUQUERQUE, 2004; BHADESHIA, 2006).

**Austenita – Martensita (A-M)** – Formada por ilhas de martensita em regiões de austenita retida. Tanto a ferrita acicular, quanto a austenita-martensita são fundamentais para promover alta tenacidade para uma junta soldada. Porém, a A-M se torna nocivo a tenacidade, quando encontrado sob a morfologia maclada, que se concentra nos contornos de grão, favorecendo a iniciação e propagação de trincas (ALBUQUERQUE, 2004; BHADESHIA, 2006).

### **2.7.2 ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)**

O grupo de processos de soldagem por fusão constitui o mais importante e comum para unir materiais utilizados na indústria naval e estruturas metálicas. Durante o processo de soldagem a arco, ocorre o aquecimento e a fusão localizada dos materiais envolvidos, seguida de resfriamento rápido imposto, entre outras coisas, pelas restrições da geometria da junta. Como resultado, a microestrutura original e as propriedades do metal na região adjacente ao metal de solda são alteradas. Esta porção transformada e não fundida do metal de base refere-se à zona termicamente afetada (ZTA). Mesmo sem sofrer fusão, as alterações microestruturais promovem mudanças nas propriedades mecânicas, quando comparadas ao metal base. A ZTA é considerada, portanto, uma região heterogênea, pois possui uma grande variação de textura e de microestruturas (SILVA, 2010).

As alterações microestruturais na ZTA ocorrem em condições de aquecimento rápido seguido de resfriamento contínuo, o que dificulta as transições difusivas. A exceção é dada em casos especiais aos processos que envolvem alto aporte de calor, como eletrogás, eletroescória ou mesmo em processos de soldagem a arco,

que permitem baixa velocidade de resfriamento e a formação de fases próximas ao equilíbrio termodinâmico. As principais variáveis que afetam o tamanho de cada zona e a transformação microestrutural durante o resfriamento são: composição química, espessura do material e aporte de calor de soldagem. Os dois últimos afetam as temperaturas de pico em diferentes pontos da zona afetada pelo calor e os tempos de permanência e resfriamento em alta temperatura (BORBA, 2019).

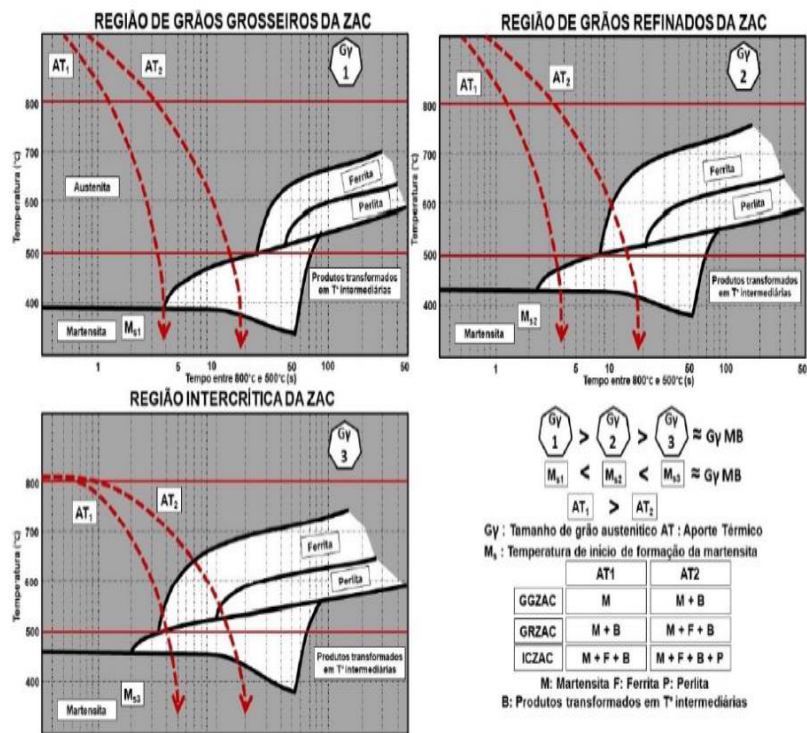
Durante a soldagem realizada por um único passe, pontos específicos da junta experimentam ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento. Dependendo da temperatura de pico alcançada em cada ponto, a ZTA pode ser dividida em quatro regiões distintas (SILVA, 2013):

- Região de grãos grosseiros (**GGZTA**):  $1100^{\circ}\text{C} < T_p < 1400^{\circ}\text{C}$ ;
- Região de grãos refinados (**GRZTA**):  $A_{c3} < T_p < 1100^{\circ}\text{C}$ ;
- Região intercrítica (**ICZTA**):  $A_{c1} < T_p < A_{c3}$ ;
- Região subcrítica (**SCZTA**):  $T_p$  um pouco inferior a  $A_{c1}$ ;

Onde  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  representam respectivamente, as temperaturas de início e fim das transformações no estado sólido, conforme Figura 5. Os efeitos combinados de diferentes  $T_p$  e taxas de resfriamento definem as mudanças microestruturais nas diferentes regiões da ZTA.

A Figura 6 ilustra esquematicamente o diagrama de resfriamento contínuo desenhado para cada região da ZTA. Para as mesmas condições de soldagem, pode-se verificar que a temperatura de transformação da região de grãos grosseiros da ZTA (GGZTA) é menor que a observada para a região de grãos refinados (GRZTA) e está relacionada à mudança do tamanho de grão da austenita (TGy) ao longo da ZTA. Portanto, durante um determinado ciclo térmico de soldagem, o material exibe um comportamento diferente em cada região da ZTA, com uma complexa combinação de diferentes microestruturas.

**Figura 6** - Diagrama esquemático das regiões da zona termicamente afetada de um aço com 0,20%C.



Fonte: Borba (2019).

**Região de Grãos Grosseiros (GGZTA) (1100 a 1400 °C):** Localizada próximo à linha de fusão e sujeita a temperaturas de pico (Tp) entre 1400 °C e a temperatura A<sub>3</sub> (início de formação da ferrita), caracteriza-se por um aumento no tamanho de grão da austenita. A microestrutura final desta área depende da composição química do aço e do ciclo térmico de soldagem a ela associado. Ao contrário do GRZTA, a maioria dos carbonetos ou nitretos presentes no metal base são facilmente solúveis.

Com o aumento do teor de elementos de liga e, conseqüentemente, do carbono equivalente, produtos de transformação como a ferrita de Widmanstätten costumam se formar a temperaturas mais baixas nesta região. Para aços mais ligados, a microestrutura que se forma é essencialmente composta por bainita e/ou martensita, uma vez que a temperabilidade desta região aumenta devido ao tamanho de grão austenítico. Esta tende a ser a área mais problemática da ZTA, uma vez que os produtos de transformação elevam a dureza, a perda de tenacidade e a susceptibilidade ao trincamento em soldas realizadas em um único passe.

Quanto maior o teor de carbono e o equivalente de carbono, mais propenso a problemas nessa área. Para materiais com alto limite de escoamento, principalmente aços produzidos por tratamento térmico envolvendo têmpera e revenimento, pode ocorrer alguma perda de resistência mecânica nesta área (EASTERLING, 2013).

**Região de Grãos Refinados (GRZTA) (900 a 1100 °C):** Esta é a região onde a  $T_p$  varia entre a temperatura de crescimento de grãos ( $G_{\gamma} > 1100$  °C) e a temperatura  $A_3$  (início da formação de ferrita). Ao contrário da região de GGZTA, a maioria dos carbonetos ou nitretos presentes no metal base não são facilmente solúveis. O pico de temperatura nesta região também não permite o crescimento significativo da austenita, e o tamanho do grão após o resfriamento é menor do que o observado na região de GGZTA (de juntas soldadas com alto aporte térmico), conforme mostrado na Figura 7. No aço de baixo teor de carbono, estruturas muito finas de ferrita e carboneto de difícil resolução por microscopia óptica tendem a se formar nesta área, dependendo do aporte de calor e da espessura da chapa de aço. Normalmente, na maioria dos aços estruturais, a tenacidade e as propriedades mecânicas não são um problema nesta área. Porém, nos aços com alto limite de escoamento, em especial os produzidos para receberem tratamento térmico de têmpera e em seguida de revenimento, é provável que nessa região ocorra uma diminuição de resistência mecânica (SCHULZE, 2010).

**Região Intercrítica (ICZTA) (700 a 900 °C):** Nesta região, o material sofre austenitização parcial durante a soldagem e o subsequente início da transformação ocorre na região bifásica ferrita/austenita, ou seja, entre as temperaturas  $A_3$  e  $A_1$ . Por ser uma região onde não ocorre a austenitização total, prever a microestrutura resultante após o resfriamento torna-se uma tarefa complexa. Por exemplo, após aquecimento crítico, num aço ferrítico/perlítico (como o aço EH36 na Figura 7) podem coexistir austenita de alto carbono e baixo carbono, que conduzirão a produtos de transformação completamente diferentes e áreas com propriedades mecânicas não uniformes. Portanto, a ferrita proeutetóide que não foi austenitizada durante o aquecimento irá interagir com a austenita típica, com a perlita, bainita superior, martensita autorevenida ou de alto carbono e microestruturas típicas da decomposição da austenita dessa região. Dependendo da composição química e da taxa de resfriamento, à temperatura ambiente, a região rica em carbono pode

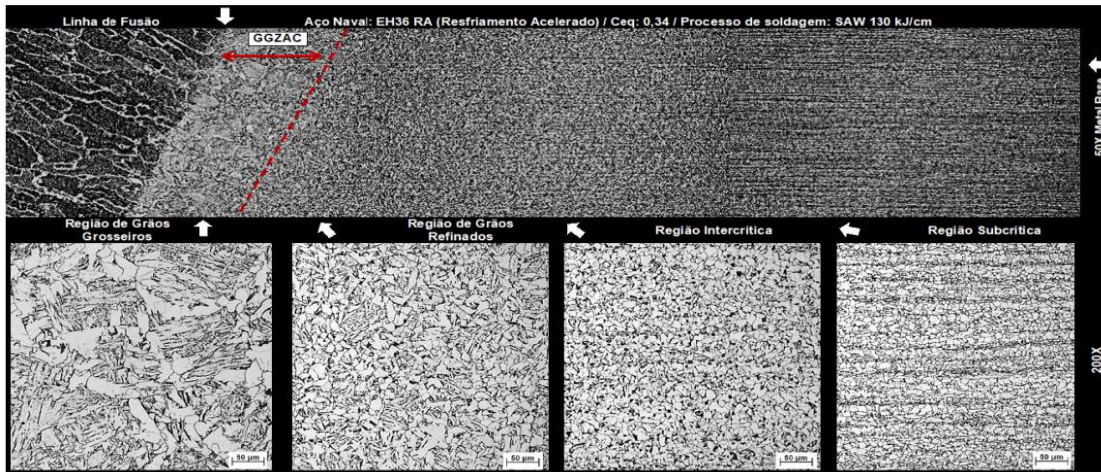
permanecer com austenita retida em meio à martensita, prejudicando a tenacidade da região ICZTA.

Ligas produzidas via TMCP são submetidas a alto aporte de calor durante a soldagem, podem ter uma redução no valor nominal de dureza nesta área, o que pode levar à deterioração das propriedades mecânicas, principalmente para aços temperados e revenidos. Por outro lado, em alguns casos, dependendo da taxa de resfriamento e da composição química do aço, componentes de alta dureza e baixa tenacidade podem ser encontrados nesta região (SCHULZE,2010).

**Região Subcrítica (SCZTA) (< 700 °C):** É a região do metal base aquecida a uma temperatura abaixo de  $A_1$  (700°C). O tamanho do grão e a morfologia dos componentes microestruturais são substancialmente semelhantes aos observados do metal base. No caso do aço ferrítico/perlítico, pode-se verificar que algumas áreas apresentam esferoidização da perlita, conforme mostra a Figura 7. No caso de aços de alta resistência mecânica, que passaram por têmpera e revenimento, esta área pode sofrer um segundo revenimento e, portanto, uma diminuição na resistência mecânica ou na dureza em relação ao metal base. A temperatura de pico mais baixa para SCZTA é em torno de 500°C, abaixo da qual não ocorrem mudanças metalúrgicas significativas devido ao tempo de permanência obtido através da ciclagem térmica associada às condições típicas de soldagem. Assim como a região ICZTA, a região SCZTA sofre perda de propriedades mecânicas quando submetida a alta ciclagem térmica, principalmente para aços de alta resistência. Aços microligados com vanádio podem apresentar envelhecimento dinâmico nesta área. O envelhecimento se caracteriza por um endurecimento secundário, devido à interação das discordâncias com aglomerados de vanádio substituídos e aglomerados intersticiais de carbono, em temperaturas entre 200 e 500 °C. Conseqüentemente, há uma diminuição da tenacidade e fragilização (BORBA, 2019). A Figura 7 mostra uma seção de uma junta soldada, exibindo todas as regiões da ZTA.



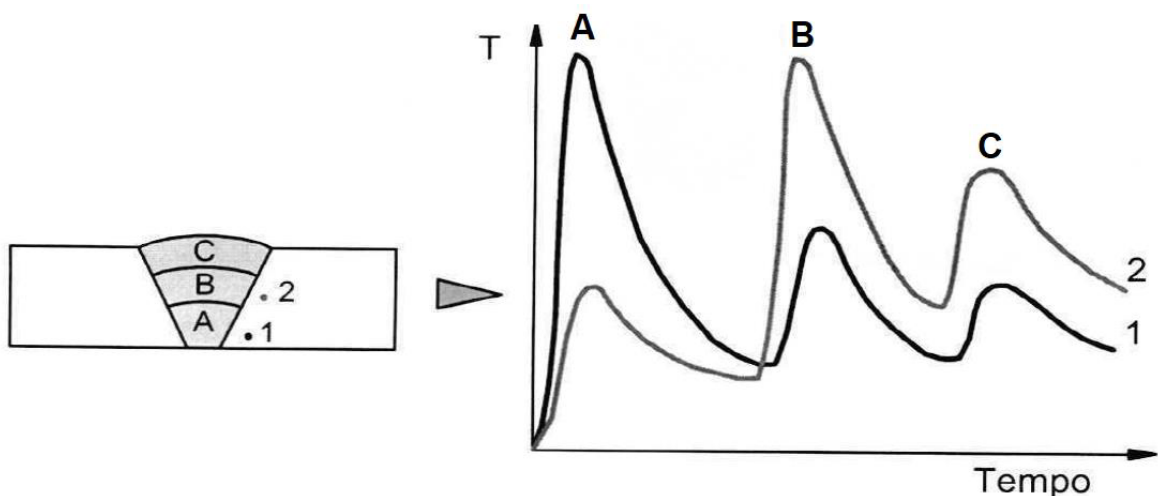
**Figura 7** - Seção transversal a ZTA de uma junta soldada do aço naval EH36 produzido via laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.



Fonte: Borba (2019).

Na soldagem multipasse, principalmente em aços com grandes espessuras, diferentes áreas da junta soldada experimentam vários ciclos térmicos, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 8. Desta forma, a estrutura resultante será mais complexa devido ao efeito de cada passe depositado sobre a zona fundida e zona termicamente afetada (ZTA), criadas pela passagem anterior (SILVA, 2010).

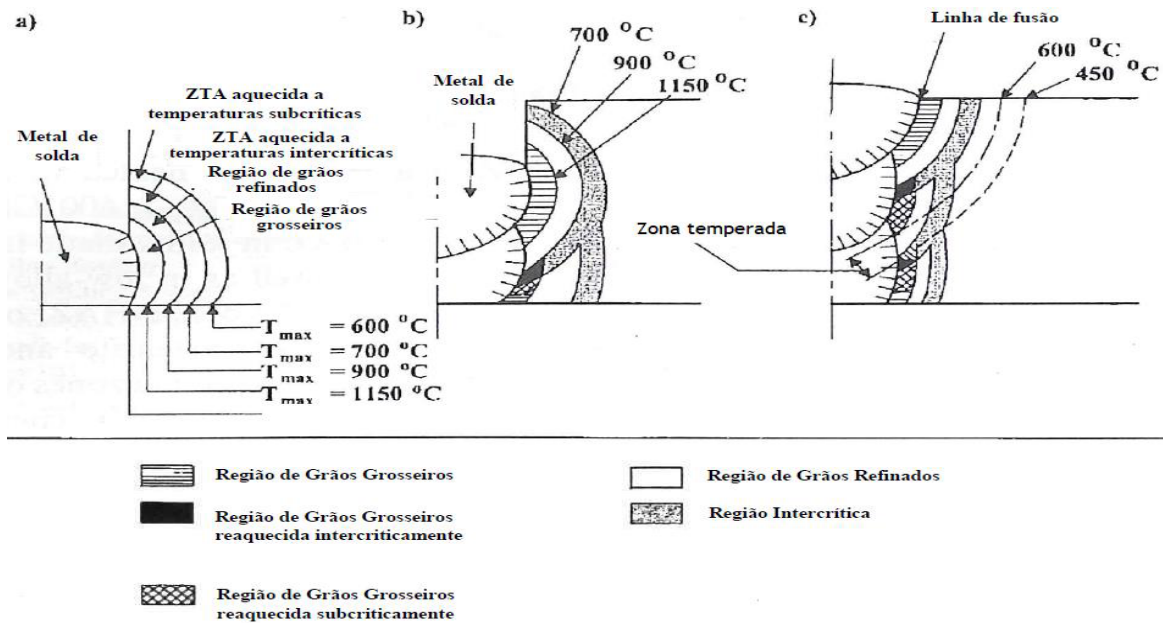
**Figura 8** - Representação esquemática dos ciclos térmicos em dois pontos genéricos (1 e 2) da ZTA de uma soldagem de vários passes. A, B e C são, respectivamente, o primeiro, segundo e terceiro passes realizados.



Fonte: Modenesi (2006).

A Figura 9 mostra uma representação esquemática da zona termicamente afetada formada por um só passe de solda e por vários depósitos, onde é possível visualizar todas as suas sub-regiões, assim como, as temperaturas que são estabelecidas.

**Figura 9** - Representação esquemática de junta obtida na soldagem com um passe e vários passes:  
a) um passe, b) dois passes e c) três passes.



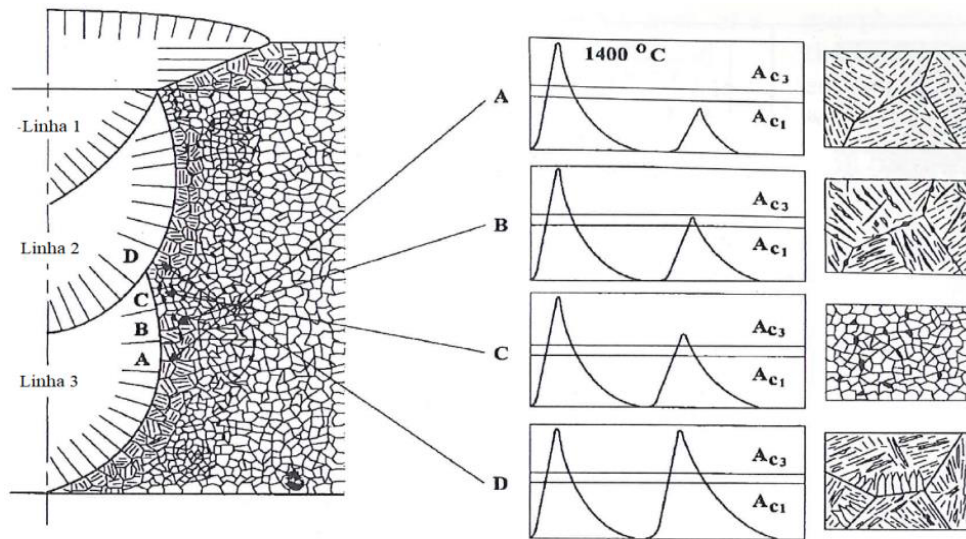
Fonte: Lomozik (2000).

Conforme pode ser observado na Figura 10, cada passe de solda exerce um efeito endurecedor na região da ZTA adjacente (GGZTA) e um efeito de revenimento nas regiões mais afastadas (SCZTA). Os grãos finos observados, próximos à zona de ligação se devem ao efeito de normalização exercido pelos passes subsequentes. Desse modo, a região endurecida pelo primeiro passe se encontra na região revenida pelo segundo passe e assim sucessivamente. O único passe que não se beneficia do efeito de revenimento é o último, que guarda com ele a dureza do metal transformado sem o efeito de um passe posterior. O principal agravante é que a ZTA dura que ele origina coincide com a margem do cordão, local de intensa concentração de tensões, dada a mudança de seção (ALBUQUERQUE, 1999).

A formação de quatro possíveis sub-regiões originárias de regiões prévias da ZTA é ilustrada na Figura 10 abaixo. Nela é exibida uma representação esquemática

da alteração microestrutural que acontece na ZTA em função da temperatura máxima atingida após sucessivos passes de solda. Essas regiões, juntamente com as regiões da ZTA em soldas de passe único, são muito importantes na avaliação da tenacidade de juntas soldadas (EASTERLING, 2013).

**Figura 10** - Representação esquemática da microestrutura da ZTA durante uma soldagem de múltiplos passes como função da temperatura máxima de ciclos de soldagem sucessivos.



Fonte: Lomozik (2000).

#### **Região de Grãos Grosseiros Reaquecida Subcriticamente (SCGGZTA):**

É a região da ZTA em uma solda multipasse que passou por dois ciclos térmicos de soldagem, incluindo aquecimento inicial acima da temperatura necessária para o crescimento do grão de austenita e, em seguida, reaquecimento a uma temperatura abaixo de  $A_{c1}$  (primeiro ciclo, a 1400 °C e segundo ciclo, abaixo de 720 °C), conforme Figura 11(A). No primeiro ciclo térmico, devido a maior temperatura atingida, a granulometria da austenita é maior, aumentando a temperabilidade desta região. Os produtos típicos de transformação da austenita são a martensita, bainita superior e bainita inferior ou ferrita de Widmanstätten. Essas microestruturas são revenidas pelo segundo ciclo térmico, cuja extensão depende da temperatura de pico, da natureza dos produtos de transformação e da cinética da precipitação do carboneto (SILVA, 2010).

**Região de Grãos Grosseiros Reaquecida Intercriticamente (ICGGZTA):** É a região da ZTA inicialmente aquecida acima da temperatura necessária para o

crescimento do grão de austenita, e posteriormente reaquescida a temperaturas entre  $Ac_1$  e  $Ac_3$  (primeiro ciclo, acima de  $1200^\circ\text{C}$  e segundo ciclo, entre  $720^\circ\text{C}$  e  $910^\circ\text{C}$ ), conforme Figura 11(B). Os produtos da transformação da austenita no primeiro ciclo térmico são os mesmos da região de granulação grosseira de reaquecimento subcrítico. Durante o segundo ciclo térmico de soldagem, ocorre a formação parcial de austenita durante o aquecimento, e a extensão dessa transformação depende da temperatura de pico durante o resfriamento, a proporção e o tipo de produto de transformação dependerão da composição química do aço e do ciclo térmico associado (LOMOZIK, 2000).

**Região de Grãos Grosseiros Reaquecida na Região de Grãos Refinados (GRGGZTA):** Essa região da ZTA é inicialmente aquecida acima da temperatura necessária para o crescimento do grão de austenita e, em seguida, reaquescida a uma temperatura logo acima de  $Ac_3$  (primeiro ciclo acima de  $1200^\circ\text{C}$  e o segundo, próximo a  $980^\circ\text{C}$ ), conforme Figura 11(C). Isto resulta em uma austenitização, no entanto, a temperatura de pico do segundo ciclo térmico é muito baixa para proporcionar o crescimento de grãos austeníticos. Portanto, esta região geralmente exibe uma estrutura ferrítico-perlítica de granulação fina, que não é propícia à formação de zonas frágeis localizadas (SILVA, 2010).

**Região de Grãos Grosseiros Reaquecida na Região de Grãos Grosseiros (GGGGZTA):** Esta é a região da ZTA que é inicialmente aquecida acima da temperatura necessária para o crescimento do grão de austenita. A temperatura de pico do primeiro ciclo térmico e do segundo são da ordem de  $1300^\circ\text{C}$ , conforme Figura 11(D). Nesta região, a microestrutura produzida pelo primeiro passe é totalmente austenitizada durante o aquecimento imposto pelo segundo passe. O crescimento do grão ocorre devido à temperatura de pico muito alta, que proporcionará uma microestrutura semelhante à obtida no primeiro ciclo térmico de soldagem (LOMOZIK, 2000).

#### 2.7.2.1 Microestrutura da ZTA

As propriedades das juntas soldadas, em especial a tenacidade em baixas temperaturas, são fortemente influenciadas pelos microconstituintes formados na ZTA. Portanto, a classificação adequada é essencial para estabelecer uma relação

de causa e efeito (BORBA, 2019). A Tabela 3 exibe a classificação de microestrutura de acordo com o Instituto Internacional de Soldagem (IIW)

**Tabela 3** - Classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita na ZTA.

Classificação da estrutura principal	Terminologia			Descrição da estrutura
	Geral	Principal	Sub	
Transformação reconstrutiva (controlada por difusão, com cinética lenta de formação)				
Ferrita	PF*	PF (GB)	PF(G)*	Contorno de grão ferrita
				Ferrita alotriomórfica
				Ferrita poligonal
				Veios de ferrita
			PF(NA)	Ferrita poligonal primária não alinhada
		PF(I)	PF(I)	Ferrita poligonal intergranular
Perlita	P*	P*	FC(P)*	Perlita Lamelar
				Perlita degenerada
				Colônias finas de perlita
			FC*	Ferrita com agregados de carbonetos
Ferrita de Widmanstätten	WF	WF (GB)	FS(A)*	Ferrita de Widmanstätten com microconstituente alinhada
				Placas laterais com ferrita de Widmanstätten
			FS(NA)*	Ferrita de Widmanstätten com microconstituintes não alinhados
			FS(I)	Placas laterais de ferrita Widmanstätten intergranular
			PF(I)	Placas de ferrita de Widmanstätten
			AF*	Ferrita acicular
Bainita	B	B(GB)	FS(A)*	Ferrita bainítica com carbonetos alinhados
				Agregados de bainita
			FS(NA)*	Ferrita bainítica com carbonetos não alinhados
			FS(UB)*	Bainita superior
Transformação displaciva (controlada pelo cisalhamento, com cinética rápida de formação)				
Martensita	M*	M*	M(L)	Ripas de martensita
			M(T)	Martensita maclada

Fonte: Thewlis (2004).

De acordo com a classificação, segue a descrição de cada constituinte da ZTA conforme o IIW (1984):

**Ferrita com segunda fase alinhada ou FS(A):** Contém constituintes que normalmente apresentam um aspecto similar aos observados na ferrita de Widmanstätten e a bainita (normalmente, bainita superior). Esta estrutura é favorecida por um maior tamanho de grão da austenita, com teores intermediários de carbono (0,2-0,4%) e o gradiente de resfriamento submetido. Em geral, formam grãos grosseiros que apresentam pequena diferença de orientação cristalina entre si. Essas características, associada à presença de filmes de constituintes ricos em carbono e frágeis em seus contornos, fazem com que esta forma de ferrita seja considerada não desejáveis nos cordões de solda, por apresentarem baixa tenacidade (MODENESI, 2016; ALÉ, BHADESHIA, 2006).

**Ferrita com segunda não alinhada ou FS(NA):** É normalmente encontrada nos aços C-Mn, quando submetidos a uma ampla faixa de aportes térmicos. A segunda fase pode ser martensita, austenita, carbonetos ou ferrita com agregados de carbonetos. Este microconstituente é uma forma atípica da bainita, porém, possa resultar simplesmente de um corte particular de pacotes de bainita (o constituinte se desenvolve em três dimensões, mas só se observa no microscópio é apenas um corte, ou seja, duas dimensões) (MODENESI, 2016; BHADESHIA, 2006).

**Ferrita de Widmanstätten ou FS(I):** Constituinte normalmente formado em temperaturas de transformação mais elevadas e favorecido com velocidades de resfriamento mais baixas que as observadas na formação da martensita. As ripas formadas apresentam uma menor razão de aspecto que as da FS(A) e FS(NA) (MODENESI, 2016; BHADESHIA, 2006).

**Ferrita de contorno de grão ou PF(G):** É formado frequentemente formado nos contornos de grãos austeníticos, em especial em processos de soldagens com alto aporte térmico de calor, baixas velocidades de resfriamento e aços com baixo teor de elemento de liga. É o primeiro produto de transformação que se forma na ZTA, consiste de cristais de ferrita que nucleiam nos contornos dos grãos, em temperaturas elevadas (800-850 °C). Entre os grãos, são observados microconstituintes com alto teor de carbono e impurezas, segregados durante a transformação de fase, como por exemplo a perlita. Devido às suas características, uma grande porção de ferrita de contorno de grão, é indesejável em soldas, por

apresentar uma elevada resistência à fratura por clivagem (fratura frágil). Tem uma morfologia que apresenta um tamanho relativamente grande, formando veios ao longo dos contornos de grãos colunares austeníticos. podendo ser reduzido com a adição de elementos de liga, que baixam a temperatura de decomposição da austenita (MODENESI, 2016; BHADESHIA, 2006).

**Ferrita poligonal intergranular ou PF(I):** Quando a austenita tem um tamanho de grão muito maior que a ferrita, que está sendo formada nos seus contornos e havendo sítios para a nucleação intragranular, os grãos de ferrita podem ser formados no interior da austenita. Assim, quando se forma através de temperaturas elevadas, a ferrita apresenta grãos equiaxiais e são facilmente identificados através de microscopia óptica. Essa morfologia da ferrita é facilmente caracterizada por soldagem com baixas velocidades e aços com baixo teor de elementos de liga (MODENESI, 2016; BHADESHIA, 2006).

**Ferrita acicular ou AF:** É o tipo mais frequente de ferrita nucleada no interior dos grãos austeníticos. Pode ser formado baixas (500-560 °C), iguais a da formação da bainita em aços de baixo carbono, podendo ser considerada uma forma de bainita nucleada intragranularmente. Essa nucleação ocorre de forma heterogênea, no interior dos grãos da austenita, sítios, precipitados ou outras irregularidades. A formação da ferrita acicular é favorecida principalmente por inclusões resultantes da presença de oxigênio, de modo geral, em teores superiores aos do metal base. As inclusões do composto de titânio, principalmente TiO, são mais efetivas para promover a nucleação da ferrita acicular (MODENESI, 2016; BHADESHIA, 2006).

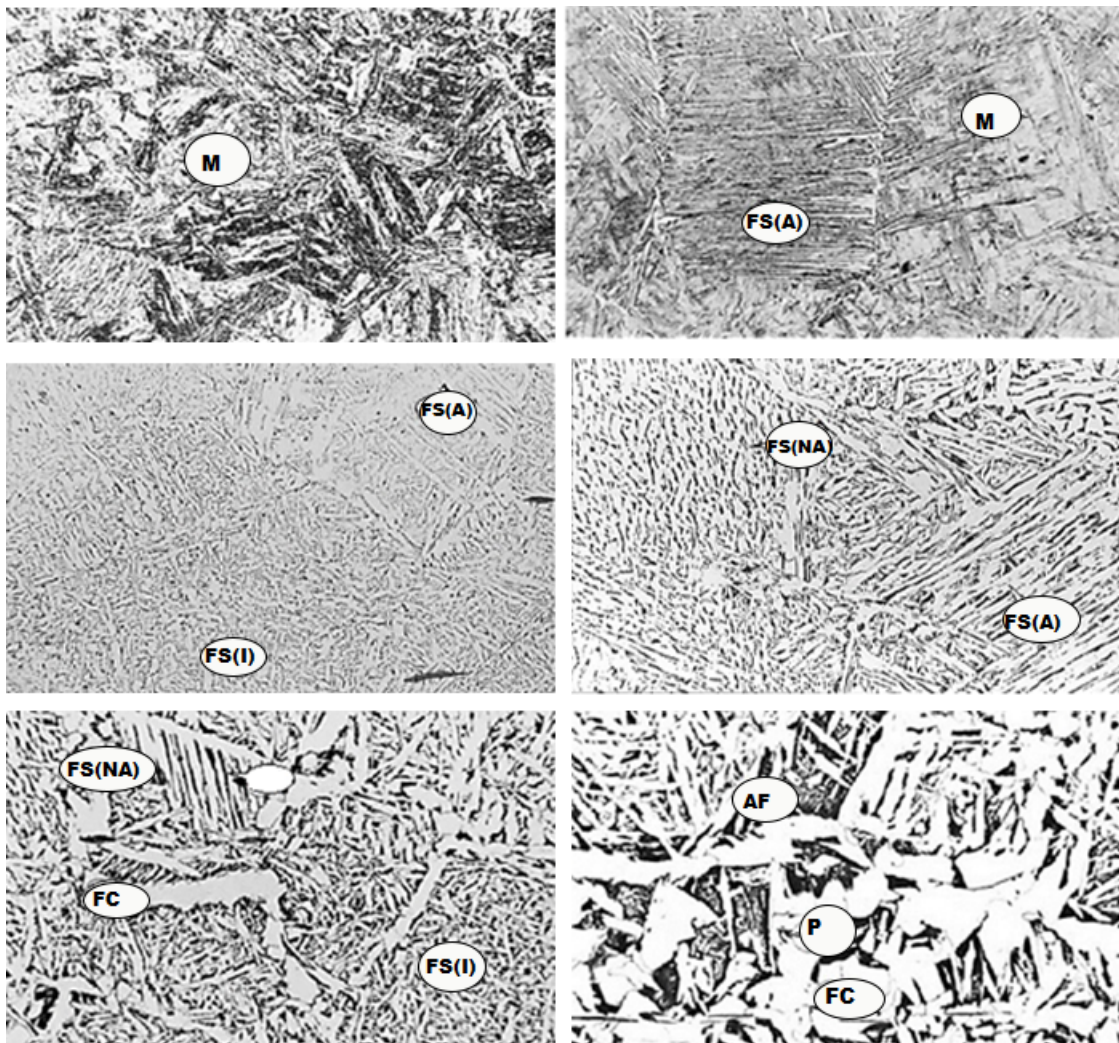
**Perlita ou P:** Microconstituente geralmente encontrado em associação com a ferrita proeutetóide, formado quando da utilização de altos aportes de calor (MODENESI, 2016; BHADESHIA, 2006).

**Ferrita com agregados de carbonetos ou FC:** Constituinte formado fora dos contornos de grãos austeníticos. tem uma estrutura interna com uma resolução baixa, que fica abaixo que a obtida na microscopia óptica. Com maiores aumentos, mostra uma maior dispersão de carbonetos na ferrita (MODENESI, 2016; BHADESHIA, 2006).

**Martensita ou M:** Microconstituente que é formado em baixas temperaturas de transformação e sob altas taxas de resfriamento. Normalmente é formado pelo aumento de teor de carbono e elementos de liga, embora também possa ser encontrado em aços C-Mn, quando soldados com baixo aporte térmico (altas velocidades de resfriamento). Apresentam geralmente alta resistência mecânica e baixa tenacidade, em especial nos aços de alto teor de carbono. Seu formato é esférico, com diâmetros que variam entre 0,2 a 1  $\mu\text{m}$  (MODENESI, 2016; BHADESHIA, 2006).

A Figura 11 exibe as microestruturas típicas da ZTA, para um aço de baixo carbono.

**Figura 11** - Microestruturas típicas da ZTA de um aço baixo carbono.



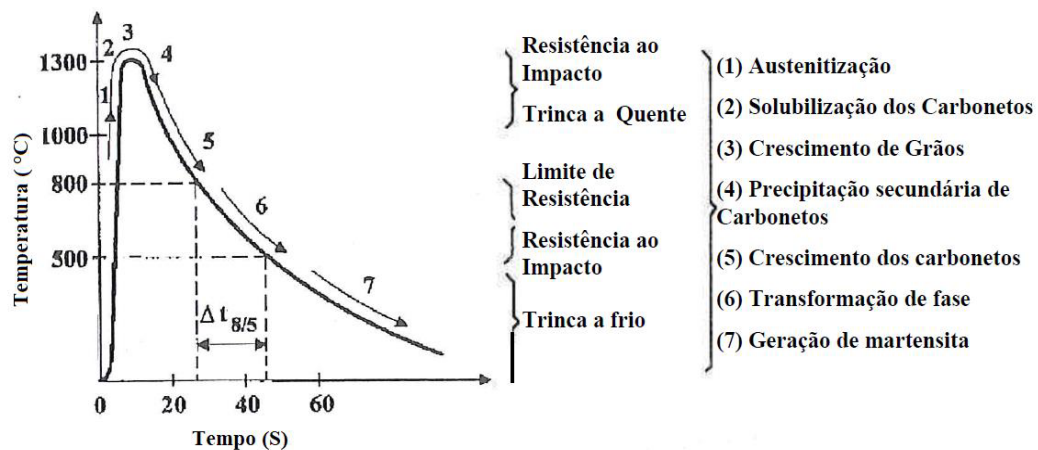
Fonte: Borba (2019).



## 2.8 TENACIDADE DA ZTA

Durante a soldagem, cada ciclo térmico adicionado à ZTA, produz diversas mudanças microestruturais, que alteram significativamente as propriedades mecânicas da junta. Entre essas, podem ocorrer, durante o aquecimento: austenização, solubilização dos carbonetos e crescimento dos grãos austeníticos, durante a introdução de calor. Já durante o resfriamento, acontecem outras mudanças como precipitação e crescimento de carbonetos, transformações de fase e decomposição da austenita em diversas microestruturas diferentes, como a martensita. A Figura 12 ilustra um diagrama que mostra a relação entre essas mudanças microestruturais, e os seus efeitos nas propriedades mecânicas da ZTA em aços microligados. A resistência ao impacto da ZTA, por exemplo, é influenciada principalmente pelo crescimento de grão austenítico e pela precipitação e crescimento dos carbonetos (LOMOZIK, 2000).

**Figura 12** - Diagrama das mudanças estruturais durante um ciclo térmico de soldagem e seus efeitos nas propriedades da ZTA.



Fonte: Silva (2010).

Apesar de François (2009) descrever que a área próxima à linha de fusão (GGZTA) é conhecida como zona de fragilização localizada (ZFL), Silva (2010) considera que a ZFL é toda a área da ZTA submetida a no mínimo dois ciclos térmicos de soldagem, onde o primeiro tenha atingido elevados picos de temperatura, provocando crescimento de grãos austeníticos. Segundo Silva (2010), a ZFL pode ser definida como áreas discretas, cujas microestruturas possuem uma

menor resistência à fratura localizada, do que o resto da ZTA. Nesta região, a microestrutura típica é formada pelo constituinte austenita-martensita (M-A) e grãos grosseiros de ferrita. Para que a ZTA exiba essa região, é preciso ocorrer deposição múltipla de passes de solda (no mínimo dois), e pode acontecer em diversos aços produzidos por processos termomecânicos.

A região ICGGZTA é conhecida por exibir ZFL, ao ser reauecida na faixa de temperatura intercrítica, quando há uma reaustenitização parcial. Por isso, constituintes frágeis podem se formar, como agregados austeníticos-martensíticos (AM). A presença desse microconstituinte reduz significativamente a tenacidade ao impacto dessa região e aumenta a susceptibilidade ao trincamento da ZTA (LOMOZIK, 2000).

O principal fator que leva à formação do constituinte AM, durante o resfriamento, no segundo ciclo térmico, é a estabilidade da austenita, que, por sua vez, é influenciada pela composição química do aço, taxa de resfriamento e temperatura de pico da zona intercrítica. A fragilização mais severa geralmente ocorre em temperaturas logo acima de  $Ac_1$ , onde a fração volumétrica de austenita, novamente transformada, é baixa. Esta austenita formada, porém, tem um alto teor de carbono e o produto de transformação resultante, após o resfriamento, dependerá da sua composição química e da taxa de resfriamento. Aços com baixo teor de elementos de liga como Mn e Si apresentam perlita e austenita com alto teor de carbono, enquanto aços com alto teor de Mn e Si formam AM (LOMOZIK, 2000).

## 2.9 PROCESSOS DE SOLDAGEM APLICADOS À INDÚSTRIA NAVAL

Durante a Primeira Guerra Mundial, várias empresas ligadas à indústria naval, incluindo *Lloyd's Register*, conduziram pesquisas sobre soldagem, chegando a construir protótipos de estruturas soldadas. No entanto, até a Segunda Guerra Mundial, a rebiteagem ainda era o principal método de união de chapas e outras partes de navios. A partir de então, a soldagem para construção naval foi amplamente utilizada e desenvolvida substituindo completamente a rebiteagem no final do século XX. Em comparação à união por rebite, a soldagem na construção e operação de navios tem muitas vantagens (EYRES, 2012):

- Permite a adoção de técnicas de pré-fabricação;
- As juntas soldadas são mais fáceis de obter estanqueidade;
- Produção conjunta mais rápida;
- Requer mão de obra menos qualificada;

Para os armadores, as vantagens são:

- Reduz o peso do aço do casco, diminuindo assim o seu próprio peso.
- Reduz a manutenção de rebites soltos, etc.
- Elimina a sobreposição das costuras das placas para tornar o casco mais liso, reduzindo a resistência ao atrito das peças e assim, os custos com combustível.

Com exceção de alguns trabalhos envolvendo processos de soldagem no estado sólido, o grupo de processos de soldagem por fusão é o mais usado na indústria naval. A soldagem por fusão é realizada usando uma fonte de calor com energia suficiente para fundir localizadamente os materiais a serem unidos. Os processos de soldagem a gás, a arco, a laser e por resistência são exemplos de processos de soldagem por fusão (EYRES, 2012).

A soldagem é, de longe, a tecnologia aplicada mais importante na indústria naval. O peso do metal depositado em um navio pode facilmente atingir 3 a 4% do peso total do aço, e o custo por quilograma de consumíveis de soldagem depositados pode chegar a 10 vezes mais o custo do mesmo peso do aço. Embora a taxa de deposição represente um conceito de capacidade básica do processo, o parâmetro principal de custo a ser considerado é a velocidade de execução da soldagem (em m/s), que depende da posição, espessura da placa e profundidade da raiz (ANDRITSOS; PRAT, 2000).

A Tabela 4, mostra o consumo mundial de metal de adição para os processos de soldagem mais utilizados na indústria naval.

**Tabela 4** - Metal de adição consumido na produção Naval.

<b>Processo de Soldagem</b>	<b>Europa</b>	<b>EUA</b>	<b>Japão</b>
MMA	18 %	22 %	16 %
MIG / MAG	68 %	52 %	53 %
FCW	8 %	20 %	25 %
SAW	6 %	6 %	6 %
<b>Total em peso</b>	<b>381,000 t</b>	<b>295,000 t</b>	<b>310,000 t</b>
MMA= Manual Metal Arc      MIG = Metal Inert Gas      MAG = Metal Active Gas FCW = Flux Cored Wire      SAW = Submerged Arc Welding			

Fonte: Andritsos e Prat (2012).

## 2.10 SOLDAGEM DE REPARO

A soldagem de reparo é amplamente utilizada para remover descontinuidades e trincas por corrosão sob tensão que ocorrem em soldas de estruturas metálicas a fim de prolongar sua vida útil. Além disso, para corrigir defeitos iniciais de fabricação ou reduzir os efeitos das degradações em serviço dos equipamentos (LI *et al.*, 2018; WANG, 2020).

Existe uma variedade de tipos de solda de reparo realizadas tanto para o preenchimento de chanfros rasos como para o preenchimento de chanfros profundos, que podem se estender significativamente pela estrutura (CHEN *et al.*, 2021, ZEINODDINI *et al.*, 2013).

A maioria das soldas de reparo de peças e componentes não pode ser evitada em nenhuma indústria de manufatura. O procedimento de soldagem é comumente utilizado para garantir que as peças soldadas se mantenham úteis e seguras. Os reparos de solda, que costumam ser feitos repetidamente em peças soldadas, devem ser realizados com cuidado adequado para evitar falhas prematuras dos componentes (WANG, 2020).

O processo de soldagem geralmente envolve a deposição de metal de adição que se mistura ao metal de base, ambos fundidos sob altas temperaturas para posteriormente se solidificar e formar o cordão de solda. Consequentemente, o material sofre alterações microestruturais que se refletem nas propriedades mecânicas como: alongamento, resistência ao escoamento, dureza, resistência à tração e tenacidade. Quando, em um procedimento de manutenção, através de

algum ensaio não destrutivo (END), um defeito é identificado, parte da solda que o contém é removida por retificação ou esmerilhamento, novamente inspecionada, para se constatar sua efetiva retirada e, por fim, é reparada por solda sob um procedimento de soldagem qualificado (CONTRERAS *et al.*, 2015).

A soldagem de reparo, embora extremamente necessária, pode causar efeitos adversos de longo prazo na integridade de estruturas expostas a ações de alta pressão e temperatura, como por exemplo em tubulações e caldeiras. Acredita-se que altas tensões residuais, associadas ao processo de reparo, provavelmente desempenham um papel importante em muitas das falhas subsequentes. As soldas de reparo podem agravar a magnitude e a distribuição das tensões residuais de tração nos componentes e, conseqüentemente, a sua vida útil (ZEINODDINI *et al.*, 2013).

Estudos demonstram que as tensões induzidas pela soldagem de reparo também ameaçam a integridade de estruturas tubulares de aço e vasos de pressão. Durante o procedimento, é inevitável a formação de novas tensões na área reparada e nas regiões vizinhas, devido aos rápidos ciclos locais de aquecimento e resfriamento. Considerando ser, a área reparada, comumente muito menor do que a solda inicial, o depósito de metal de adição nesta região sofre restrições mais fortes do material circundante, que induz tensões residuais trativa, após o resfriamento, maiores que aquelas produzidas pelo procedimento de soldagem inicial. As altas tensões de tração são consideradas importantes na formação de trincas por corrosão sob tensão, as quais diminuem significativamente a vida útil das estruturas (DAI *et al.*, 2020).

Os reparos por solda têm se tornado cada vez frequentes e com isso elevado a preocupação quanto à avaliação da integridade estrutural de vasos de pressão e tubulações envelhecidas, que necessitam de uma melhor caracterização microestrutural e avaliação das propriedades mecânicas dos seus reparos. Tanto o procedimento de reparo, quanto à avaliação de segurança subsequentes requerem uma melhor compreensão dos efeitos da soldagem de reparo em componentes estruturais (DONG *et al.*, 2005).

A soldagem de reparo desempenha um papel econômico crucial, eliminando a necessidade de substituição de peças. Este processo pode ser feito em componentes em operação ou durante a fabricação. A soldagem de reparo múltiplo, realizada no mesmo local várias vezes, torna-se uma necessidade quando operações anteriores produzem soldas com padrões abaixo do esperado. No entanto, devido à reintrodução de calor na ZTA do segmento soldado, diferentes normas estabelecem limitações quanto ao número de reparos múltiplos (GUO *et al.*, 2018).

Reparar soldas é um dos pontos críticos durante a manutenção de equipamentos, já que falhas prematuras e indesejadas podem ocorrer devido a motivos que incluem projeto defeituoso, seleção incorreta de metal de adição e uso de técnicas incorretas de deposição. Uma vez identificada a falha, as peças devem ser cuidadosamente avaliadas quanto à exigência de reparação e a técnica de reparo (WINARTO *et al.*, 2019).

Qualquer esforço de quantificar o efeito de procedimentos de soldagem simplificados na estrutura e propriedades de uma junta é potencialmente muito importante. No entanto, este equilíbrio é perturbado pelos ciclos térmicos experimentados durante a soldagem multipasse (reparo). A diminuição da tenacidade de algumas regiões na zona afetada pelo calor (ZTA) é o aspecto mais crítico. Os valores mais baixos de tenacidade são frequentemente atribuídos à formação de austenita, seguida de transformação parcial em martensita (BRZIAK *et al.*, 2011).

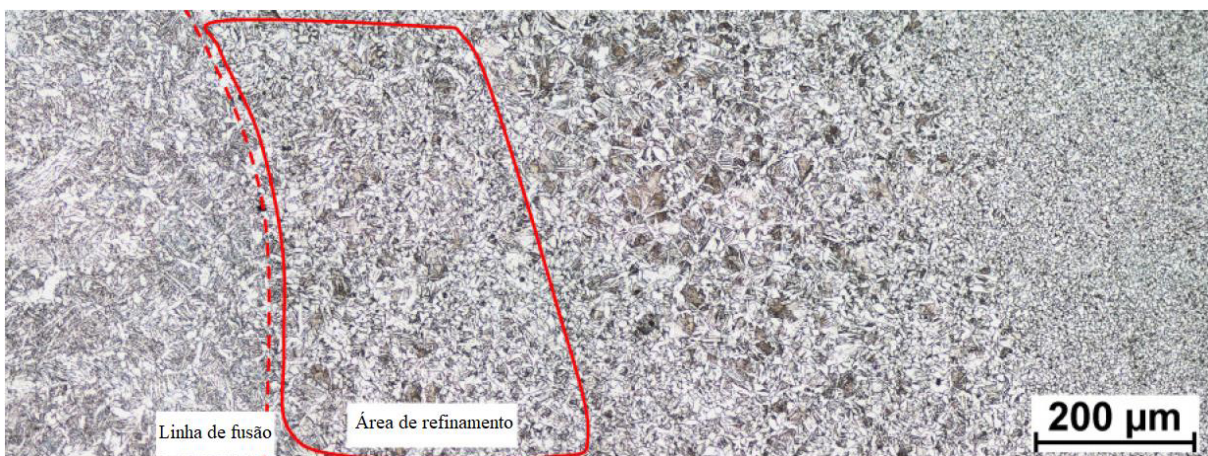
As zonas afetadas pelo calor (ZTA) de juntas de soldagem críticas para o serviço de segurança do equipamento são comumente soldadas repetidamente nas indústrias. A soldagem repetida no mesmo local é um processo necessário para construção, manutenção e reparo em setores industriais. Normas como DNV-OS-F101, GB50236-98 e IPS-C-PI-270 oferecem limitações no número de soldas de reparo para aplicações específicas. As normas DNV-OS-F101 (Apêndice C, subseção G 300) e GB50236-98 limitaram o número de soldas de reparo a duas vezes e a norma IPS-C-PI-270, a apenas uma solda de reparo. Por outro lado, referências como ASME Sec IX e API-1104 não apresentam limitações (GUO *et al.*,

2018). Às vezes é inevitável reparar várias vezes na mesma área, mas ainda não está claro como os reparos múltiplos afetam a microestrutura e as propriedades mecânicas (JIANG *et al.*, 2021).

Pikuła *et al.* (2017) avaliaram a solda de reparo realizada em tubos de alta fluência P265GH, utilizados em paredes d'água para caldeira. Os ensaios metalográficos microscópicos evidenciaram o efeito dos ciclos térmicos sucessivos devido a soldagem de cinco reparos, que ocasionou uma diversificação na microestrutura da ZTA e no tamanho de grão, ocasionando zonas com dureza muito elevada e na formação de regiões com refino de grãos e microestrutura temperada na ZTA, próxima à linha de fusão.

A Figura 13 apresenta as variações da microestrutura do metal de solda e da ZTA produzidas com o segundo reparo de solda. A partir da zona fundida, é possível identificar, em sequência, as regiões da ZTA: a primeira exibindo grãos na área de refinamento, seguida por regiões de granulação grosseira, média e fina. As áreas com refino de grãos exibiram menor dureza. A heterogeneidade de grãos evidenciada na ZTA, com tamanhos variados e localizados, à mesma distância da linha de fusão, também pode ser observada em soldas multipasse, onde os sucessivos ciclos térmicos impostos pela deposição múltipla de cordões afetam não apenas a estrutura e as propriedades das camadas individuais de soldas, mas também as propriedades da ZTA adjacente.

**Figura 13** - Áreas da ZTA após segundo reparo.



Fonte: Pikuła *et al.* (2017)

A soldagem de reparo foi responsável pela diversificação da microestrutura da ZTA em termos de fases e tamanhos de grão. Semelhante à soldagem multipasse, a soldagem de reparo pode levar à formação de zonas (localizadas à mesma distância da linha de fusão) caracterizadas por várias estruturas e distintos tamanhos de grãos (devido ao efeito de sucessivos ciclos térmicos de soldagem). As juntas submetidas a reparos múltiplos não contêm zonas caracterizadas por uma dureza muito elevada. No entanto, é necessário levar em consideração a irregularidade nos valores de dureza da ZTA (PIKUŁA *et al.*, 2017).

Ahmad *et al.* (2016) estudaram o efeito de cinco reparos de solda realizados na mesma área sobre o desempenho microestrutural e mecânico do aço 30CrMnSi temperado e revenido. Observou-se uma redução dos valores da resistência à tração e um leve aumento no alongamento percentual além disso, um aumento na resistência ao impacto também foi observado com o aumento do número de reparos, mas tudo dentro da faixa estipulada pela norma do material. Já a variação da dureza da ZTA teve um grande aumento e a resistência à corrosão das amostras foi diminuída com o aumento dos reparos. Assim, se o material tiver que ser colocado em serviço onde dureza, resistência à corrosão são importantes, então os padrões que indicam que os reparos de solda não devem ser excedidos duas vezes na mesma área.

Aghaali *et al.* (2014) avaliaram o efeito de quatro reparos múltiplos realizados através do processo de soldagem a arco com eletrodo revestido (SMAW) nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço inoxidável AISI 316L. Os resultados mostraram que à medida que a sequência de reparos progrediu, a  $\delta$ -ferrita se transformou em austenita na ZTA e sua fração volumétrica diminuiu, conseqüentemente. Além disso, ocorreu o crescimento de grãos da austenita. Essas alterações microestruturais levaram a uma redução significativa tanto na dureza ZTA quanto na tenacidade ao impacto Charpy. Além disso, a ZTA tornou-se mais sensível à corrosão por pites e fendas devido às alterações supracitadas à medida que o número de reparos de solda aumentava. Os resultados do ensaio de tração mostraram que os reparos repetidos não tiveram efeito prejudicial significativo no limite de escoamento e na resistência à tração final. Com base nas considerações em relação a resistência à tração, microestrutura, dureza, resistência à tração,



resistência ao impacto e resistência à corrosão, conclui-se que o aço inoxidável 316L pode ser reparado por 4 vezes em ambiente livre de cloretos. Mas em ambiente de cloreto, devido aos efeitos nocivos do cloro e formação de rachaduras por corrosão sob tensão (SCC), não é sugerido o reparo de mais de 2. De acordo com os resultados em ambiente sem cloro, não há limite para o número de reparos.

Vega *et al.* (2008) avaliaram o efeito de quatro reparos de solda, através da microestrutura e propriedades mecânicas do aço microligado API X52 PSL2. O refinamento de grãos foi observado após o primeiro reparo junto à linha de fusão, seguida pelo crescimento de grãos à medida que o número de reparos aumentou. Como resultado, a dureza Vickers e a tenacidade ao impacto Charpy aumentaram após o primeiro procedimento e reduziram de forma gradual à medida que o número de reparos aumentou. Por outro lado, todas as amostras testadas transversalmente à solda, fraturaram no metal base, mostrando que não houve diminuição da resistência à tração da região da ZTA. De acordo com os resultados obtidos, as propriedades mecânicas atenderam aos requisitos das diferentes normas, indicando que um quarto reparo por solda é possível.

Lin *et al.* (2012) estudaram o comportamento microestrutural e mecânico do aço inoxidável AISI 304L após cinco reparos múltiplos de solda realizados pelo processo de soldagem a arco TIG. O aporte de calor, acumulado durante a soldagem de reparo, proporcionou a formação de grãos com contornos de alto ângulo, alterando o comportamento de fratura das amostras de impacto Charpy, do modo intergranular frágil com microvazios para o modo transgranular dúctil, diminuindo o valor da tenacidade em comparação ao metal base e ao primeiro reparo. Além disso, a resistência à corrosão foi reduzida com o aumento dos reparos devido ao aumento do número de locais de ataque de corrosão, devido a maior energia de contorno de grão, com menor valor encontrado no quinto reparo.

Mauliddin *et al.* (2016) avaliaram as propriedades mecânicas, como dureza e tração do aço inoxidável super duplex 25Cr (SDSS), também classificado como UNS S32750, após três reparos de soldas sucessivos. Os resultados mostraram que o aumento no número de ciclos térmicos de soldagem diminuiu a resistência à tração

final (UTS), a resistência ao escoamento e a dureza. Houve também uma expansão da ZTA, onde se localizou algumas fraturas do ensaio de tração.

Maamache *et al.* (2016) em seu trabalho, estudaram a influência de sucessivos reparos de solda na microestrutura e no comportamento mecânico da zona afetada pelo calor (ZTA) de um aço ARBL X70. A análise microestrutural detalhada combinada à medição do tamanho de grão, mostrou que, além do segundo reparo de solda, a microestrutura da ZTA sofreu alteração significativa tanto na morfologia quanto no crescimento dos grãos. Os resultados da difração de raios X analisados indicaram um aumento no tamanho dos cristalitos e uma redução na densidade de discordâncias, de acordo com o número de operações de reparo de solda. Consequentemente, registrou uma perda de propriedades mecânicas, principalmente do limite de escoamento e da tenacidade a partir de dois reparos de solda. Assim, apenas é recomendado aplicar no máximo dois reparos no mesmo local.

Ditter *et al.* (2018) estudaram as propriedades mecânicas de soldas de estruturas de carroceria de automóveis reparadas pelos processos de soldagem a ponto e por plugue. O ciclo de vida de um carro moderno inclui diferentes fases. Da pesquisa e desenvolvimento à produção e montagem e, finalmente, ao uso do carro pelos clientes. Destas, o setor de pós-venda é uma das fases mais importantes e inclui o reparo de estruturas de automóveis danificadas após acidentes rodoviários. As crescentes demandas por segurança e conforto levam à solicitação de métodos de reparo viáveis que possibilitem características mecânicas iguais às das estruturas da carroceria, e mantenham a configuração original. As tecnologias de união para os modernos aços de alta resistência endurecidos por prensagem são essenciais neste contexto. Os testes de cisalhamento e de tração foram realizados para avaliar as propriedades mecânicas das duas tecnologias de soldagem de reparo. Os resultados mostraram uma grande perda de resistência nas juntas reparadas pela soldagem por plugue comparadas às juntas reparadas pela soldagem por ponto, o que foi atribuído à uma perda significativa de dureza na área soldada. A soldagem a ponto, parece ser uma tecnologia de reparo viável, pois as propriedades mecânicas são semelhantes às juntas de fábrica.

Jiang *et al.* (2021) estudaram o efeito da soldagem múltipla com seis reparos nas propriedades mecânicas e microestruturais do metal base Q345 revestido com aço inoxidável austenítico 06Cr19Ni10. A formação de uma camada contendo martensita foi observada ao redor da interface entre o metal de base e a solda, o que elevou o risco de trincas a partir do quarto reparo. A presença de ferrita ao longo da linha de fusão também foi identificada, cuja fração volumétrica aumentou em função da quantidade de reparos. Observou-se também, a formação de alguns poros a partir do terceiro e quartos reparos de solda, o que determinou a remoção completa da camada de difusão de cromo nos contornos de grão antes de cada reparo. Também houve uma redução na resistência à tração e na energia ao impacto, não recomendando mais que dois reparos.

No estudo feito por Winarto *et al.* (2019) para avaliar os efeitos de reparos repetidos por solda nas propriedades mecânicas e microestruturais de placas de aço inoxidável austenítico AISI 304N. Observaram um aumento do tamanho médio dos grãos austeníticos, de 41,4 para 47,3  $\mu\text{m}$ . O limite de resistência à tração e o limite de escoamento dependeram do teor de  $\delta$ -ferrita, já a energia de impacto dependeu principalmente do tamanho de grão. Apenas os três primeiros reparos, os ensaios de tração ficaram acima de 550 MPa e a energia de impacto maior que 56 J (como recomendado o padrão *American Society of Mechanical Engineers - ASME*).

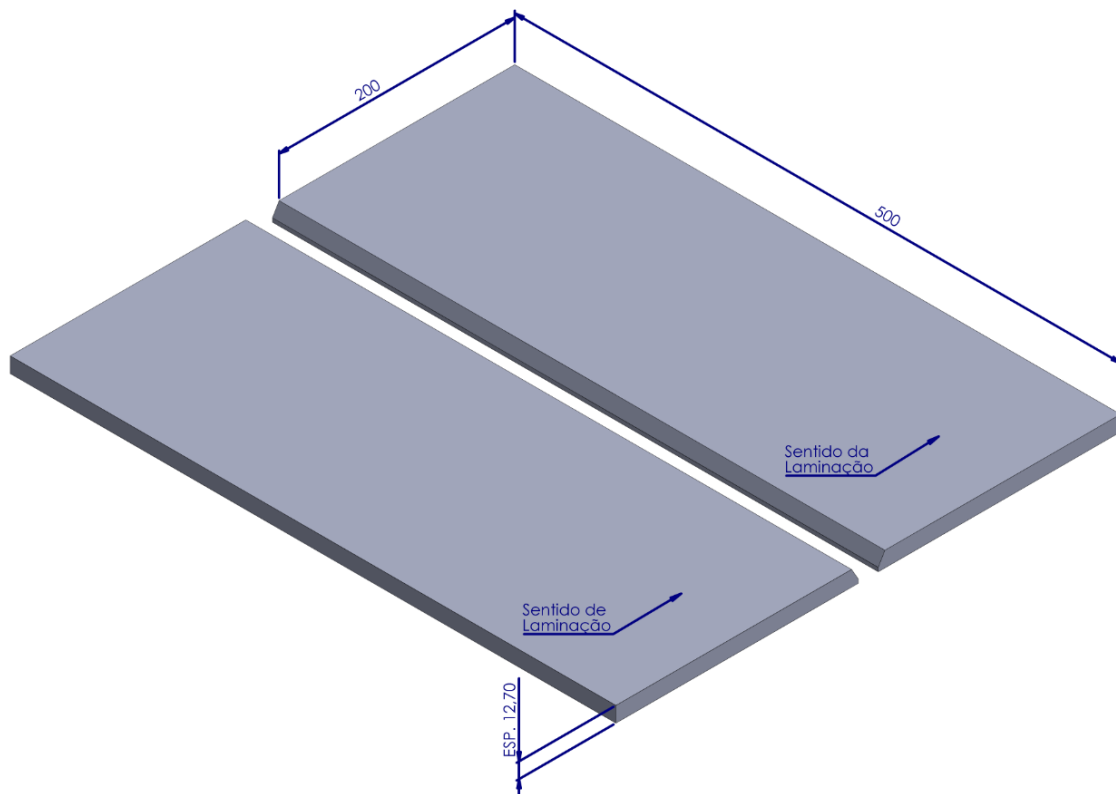
## CAPÍTULO 3

### 3 MATERIAL E METODOLOGIA

#### 3.1 MATERIAL

O material utilizado neste trabalho foi o aço ASTM A131 Grau AH36, obtido pelo processo de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. Foram utilizadas oito chapas do referido aço, com dimensões de 500 x 200 x 12,70 mm, conforme ilustração esquemática exibida na Figura 14.

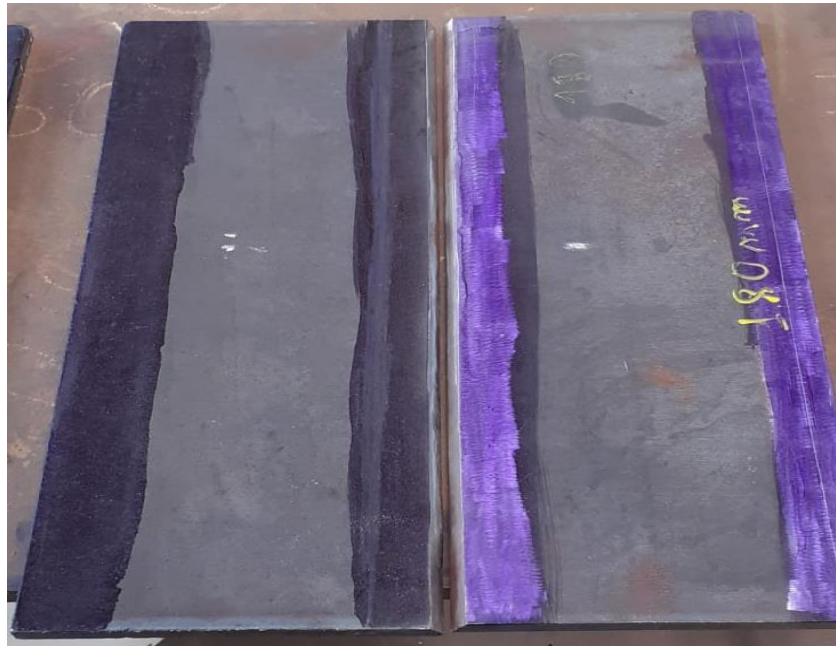
**Figura 14** - Ilustração esquemática das chapas utilizadas.



Fonte: Autor (2023).

Na Figura 15 é exibida a imagem de um dos conjuntos de chapa utilizados.

**Figura 15** - Chapas de aço A131 AH36 antes da soldagem.



Fonte: Autor (2023).

A Tabela 5 apresenta a composição química do metal de base obtida por espectrometria de emissão óptica, comparada àquela especificada na norma ASTM 131/A131M (2019), que trata dos aços utilizados na fabricação naval.

**Tabela 5** - Composição Química (%) do aço ASTM A131 Grau AH36.

<b>Composição Química</b>		
Elemento	Norma (%)	Metal base (%)
C	0,18	0,188
Mn	0,900 - 1,600	1,736
Si	0,100 - 0,500	0,569
P	0,035	0,026
S	0,035	0,030
Al	0,015	0,129
Nb	0,020 - 0,050	0,007
V	0,050 - 0,10	< 0,0050
Ti	0,02	0,008
Cu	0,35	0,254
Cr	0,2	0,110
Ni	0,4	0,253
Mo	0,08	0,042
Ceq %	0,38 máx.	0,360

Fonte: Norma ASTM 131/A131M (2019).

Nas tabelas 6 e 7 são apresentadas respectivamente as propriedades mecânicas e a resistência ao impacto Charpy do aço ASTM A131 Grau AH36, segundo a Norma ASTM 131/A131M (2019).

**Tabela 6** - Propriedades mecânicas do aço ASTM A131 Grau AH36.

<b>Limite de escoamento (MPa)</b>	<b>Limite de resistência (MPa)</b>	<b>Alongamento (%)</b>
315	440-590	20

Fonte: Norma ASTM 131/A131M (2019).

**Tabela 7** - Propriedades de Tenacidade ASTM A131 AH36.

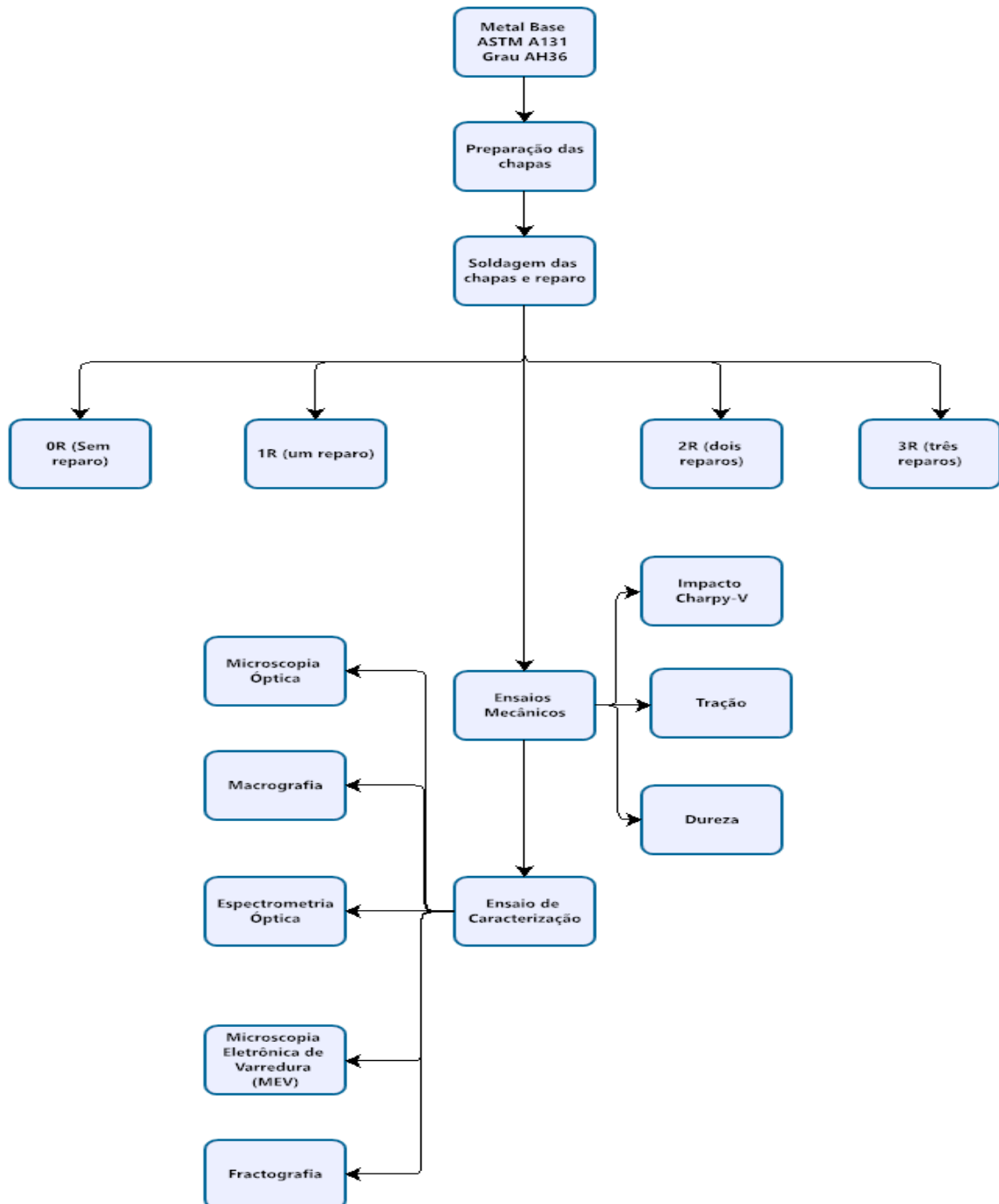
<b>Tenacidade Charpy-V</b>			
Temperatura	0 °C	- 20 °C	- 40 °C
Energia mínima	31 J		

Fonte: Norma ASTM 131/A131M (2019).

### 3.2 METODOLOGIA

A metodologia proposta para o desenvolvimento deste trabalho é apresentada no fluxograma da Figura 16.

**Figura 16** - Sequência de etapas utilizadas para realização deste trabalho.

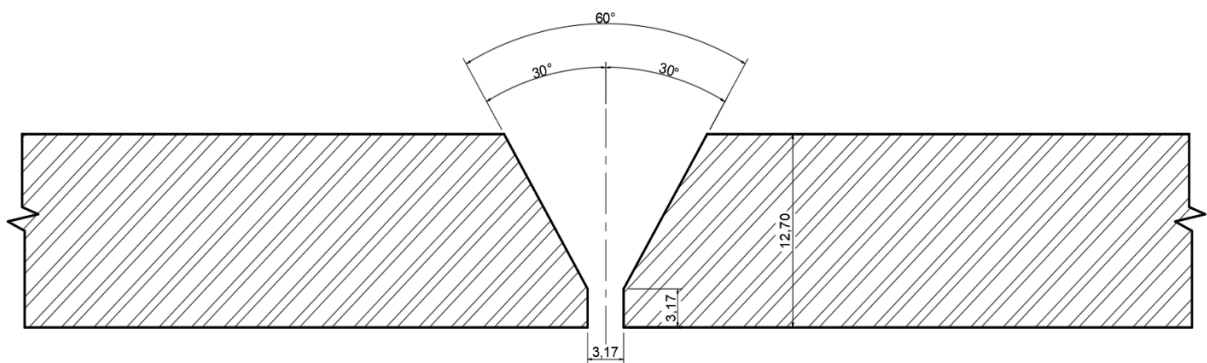


Fonte: Autor (2023).

### 3.2.1 Preparação das chapas

Cada par de chapa foi preparado para soldagem de acordo com a norma AWS D1.1/D1.1M (2020). As juntas do tipo B-U2-GF foram fresadas, com chanfro em V simples, ângulo de 60°, face e abertura de raiz com 3,17mm (1/8") conforme ilustração mostrada na Figura 17.

**Figura 17** - Ilustração esquemática dos detalhes do chanfro.



Fonte: Autor (2023).

### 3.2.2 Soldagem das Chapas e Reparos

As juntas foram soldadas por um profissional qualificado, pelo processo de soldagem a arco elétrico TIG (GTAW) através de uma máquina TIG 200P, utilizando eletrodo, não consumível, de tungstênio de 3,20 mm de diâmetro, com uma mistura gasosa correspondente a 100% argônio e vazão de 18 l/min.

Os parâmetros de soldagem foram definidos com base na espessura da chapa (12,70 mm), ângulo do chanfro (60°) e abertura da raiz (3,20 mm), conforme dados exibidos na Tabela 8.

Antes da soldagem, foram realizados passes de raiz, preenchimento e acabamento em uma chapa teste de mesma espessura e material utilizados no presente trabalho. Usando como referência recomendações da norma AWS A5.18/A5.18M (2005), foi possível estabelecer e fixar os parâmetros de soldagem utilizados em cada região da junta.



**Tabela 8** - Parâmetros de soldagem.

<b>Parâmetros de Soldagem</b>						
<b>Passes</b>	<b>Tensão (V)</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Tempo (min)</b>	<b>Velocidade (mm/s)</b>	<b>Eficiência (%)</b>	<b>Energia (kJ/mm)</b>
1° Raiz	21	112	11:15	1,05	0,6	1,34
2° Reforço da Raiz	22	167	09:35	1,5	0,6	1,47
3° Enchimento	26	171	07:21	1,9	0,6	1,40
4° Enchimento	26	171	07:10	1,87	0,6	1,43
5° Enchimento	26	171	07:00	1,79	0,6	1,49
6° Enchimento	27	193	06:35	2,26	0,6	1,38
7° Acabamento	29	190	06:40	2,32	0,6	1,43
8° Acabamento	29	190	06:43	2,39	0,6	1,38
9° Contra Raiz	29	190	06:30	2,45	0,6	1,35

Fonte: Autor (2023).

O metal de adição foi escolhido através da norma AWS D1.1/D1.1M (2020). Trata-se de uma vareta sólida cobreada com diâmetro de 3,20 mm, com a especificação AWS A5.18/A5.18M (2005), classificada como ER70S-3. A composição química, propriedades mecânicas e energia de impacto Charpy da vareta, são mostradas nas Tabela 9, 10 e 11 respectivamente.

**Tabela 9** - Propriedades mecânicas do arame sólido ER70S-3.

<b>Composição Química (%)</b>		
<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>
0,10	0,60	1,1

Fonte: AWS A5.18/A5.18M (2005).

**Tabela 10** - Propriedades mecânicas do arame sólido ER70S-3.

<b>Limite de escoamento (MPa)</b>	<b>Limite de resistência (MPa)</b>	<b>Alongamento (%)</b>
420 - 450	510 - 540	29 - 33

Fonte: AWS A5.18/A5.18M (2005).

**Tabela 11** - Propriedades de tenacidade ao impacto do arame sólido ER70S-3.

<b>Tenacidade Charpy-V</b>			
Temperatura	- 20 °C	- 30°C	- 50 °C
Energia de Impacto	250 J	200 J	150 J

Fonte: AWS A5.18/A5.18M (2005).

Comparando-se as propriedades mecânicas do metal base (Tabela 6) e de adição (Tabela 10), observa-se que apresentam características equivalentes. Essa condição é descrita na norma AWS D1.1/D1.1M (2020), como “boa compatibilidade” das propriedades mecânicas, ou seja, as propriedades são similares.

O procedimento de soldagem foi realizado em quatro pares de chapas, cada um denominado como: 0R (sem reparo) ou como soldado, 1R (um reparo), 2R (dois reparos) e 3R (três reparos). Os reparos foram realizados na posição plana (1G), conforme a norma ASME BPVC IX (2019).

Para garantir que cada sequência de soldagem de reparo permanecesse com a ZTA do passe anterior, os cordões de solda foram removidos mecanicamente, através de fresamento com refrigeração abundante. Deste modo, evitou-se o aquecimento na ZTA e qualquer mudança microestrutural que pudesse acontecer.

### **3.2.3 Análise da composição química**

A análise da composição química foi realizada em uma amostra da liga ASTM A 131 AH36 através de espectrometria de emissão óptica, utilizando o equipamento marca Foundry-Master PRO, disponível no Senai Cimatec.

### **3.2.4 Caracterização Microestrutural**

Os ensaios de caracterização foram conduzidos através de macrografia, microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, em amostras extraídas do metal de base e de cada conjunto soldado, com 0R, 1R, 2R e 3R.

### 3.2.4.1 Macrografia

A norma API 1104 (2021) recomenda que uma análise macrográfica seja feita para verificar a total fusão entre o metal base e o metal de solda e se as juntas estavam totalmente livres de qualquer descontinuidade.

A macroestrutura das juntas soldadas (0R, 1R, 2R e 3R) foi analisada transversalmente e fotografada por meio de microscopia óptica, com aumentos de 20x, que permitiu delimitar cada região da junta soldada, observar a distribuição dos cordões depositados, identificar a presença de descontinuidades, a diluição e realizar medições da largura da ZTA.

Para tanto, amostras foram desbastadas com lixas de granulometria 100, 220, 300, 400, 600 mesh. Após o lixamento, as peças foram polidas, com suspensões de alumina ( $Al_2O_3$ ), com granulometria de 2,1 e 0,5  $\mu m$ . Em seguida, o ataque foi realizado com uma solução de ácido nítrico diluída em álcool etílico, a 10%.

### 3.2.4.2 Micrografia por Microscopia Óptica

A análise dos microconstituintes da solda foi feita na superfície de fratura das amostras com 0R, 1R, 2R e 3R, com auxílio de um microscópio óptico TOPCON, modelo 105083, disponível no laboratório de Metalografia do *Campus Simões Filho*, por meio do qual, foram produzidas imagens com aumento de 100x.

A preparação das amostras envolveu as etapas de corte, embutimento, desbaste, polimento e ataque.

Na etapa de corte, lâminas com espessuras de 10 mm foram obtidas e, posteriormente, embutidas em uma prensa embutidora, da marca Teclago modelo EM30D, utilizando-se como material, resina de fenol-formaldeído (baquelite).

A etapa de desbaste foi realizada em uma lixadeira rotativa elétrica, usando-se lixas com granulometrias de 100, 220, 300, 400, 600 e 1200 mesh. Após o lixamento, as amostras foram submetidas a um polimento, usando pasta de diamante com granulação de 3, 2 e 1  $\mu m$ , respectivamente.

O ataque químico das superfícies polidas foi realizado por imersão, utilizando-se como reagente, uma solução de ácido nítrico diluído em álcool etílico, a 2%, durante 20 segundos, de acordo com a norma ASTM E-3 (2017).

#### 3.2.4.3 Micrografia por Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise dos microconstituintes da solda foi feita também com auxílio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca *Tescan*, modelo *LMU-Veja 3*, disponível no Laboratório de Caracterização de Materiais do IFBA, *Campus Salvador*.

#### 3.2.4.4 Determinação do tamanho de grão

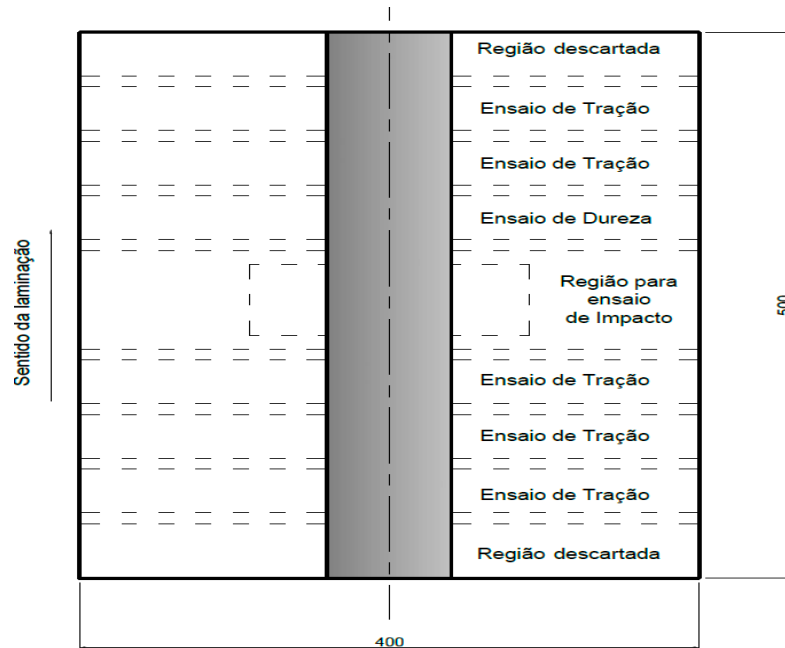
Para determinação do tamanho de grão na região da ZTA, foram realizadas micrografias, com aumento de 100x, que possibilitou melhor definição dos contornos de grão com padrão de contagem pelo método dos interceptos, segundo a norma ASTM E-112 (2013).

### 3.2.5 Ensaios mecânicos

A retirada dos corpos de prova das chapas para realização dos ensaios mecânicos de tração, impacto Charpy e dureza, foi feita de acordo com a norma AWS D1.1/D1.1M (2020). A Figura 18 ilustra esquematicamente como foi feita essa distribuição.

Para cada condição de reparo, foram usinados cinco corpos de prova para o ensaio de tração, totalizando 20 amostras, três corpos de prova para o ensaio Charpy, totalizando 12 amostras e uma para ensaio de dureza, totalizando quatro amostras.

**Figura 18** - Esquema de retirada dos corpos de prova para ensaios mecânicos.



Fonte: Autor (2023).

### 3.2.5.1 Ensaio de Impacto Charpy

Os ensaios de impacto Charpy foram conduzidos à temperatura ambiente, segundo a norma ASTM 131/A131M (2019), usando um pêndulo de impacto Charpy com capacidade nominal de 300 J, marca AVERY DENISON e modelo 6705U/A. O equipamento encontra-se disponível no laboratório de Ensaios Mecânicos do IFBA, *Campus Simões Filho*, conforme imagem disponibilizada na Figura 19.

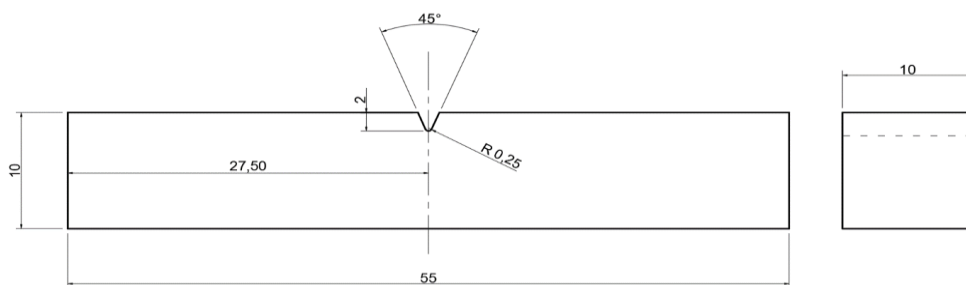
**Figura 19** - Equipamento para ensaio de impacto Charpy.



Fonte: Autor (2023).

Os corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy foram usinados com dimensões de 55 x 10 x 10 mm, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 20.

**Figura 20** - Dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de impacto.

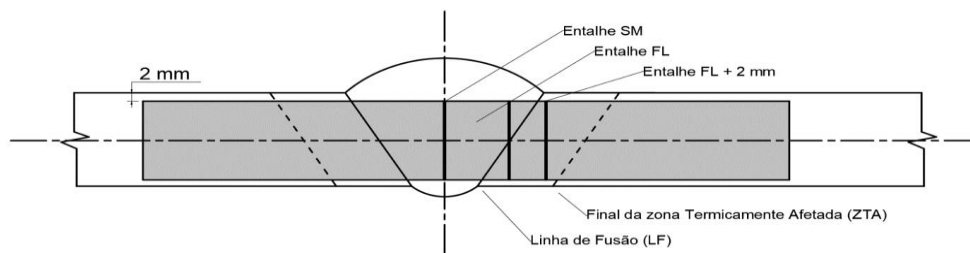


Fonte: Autor (2023).

Para avaliar o efeito dos múltiplos reparos na tenacidade das juntas reparadas (0R, 1R, 2R e 3R), foram testados nove corpos de prova de cada condição, em três pontos diferentes (ISO 9016, 2012).

Conforme ilustrado na Figura 21, os entalhes foram posicionados em três locais distintos: sobre a linha média do cordão de solda (MS), sobre a linha de fusão (LF) e sobre a ZTA, distante da linha de fusão, 2 mm, de acordo com a norma DNV OS F101 (2017), que especifica os locais do entalhe para juntas de topo, reparadas por solda.

**Figura 21** - Localização do entalhe dos corpos de prova.



Fonte: Autor (2023).

De acordo com a norma API 1104 (2021) que detalha os ensaios mecânicos necessários para qualificar as soldagens de reparo, o valor médio de um conjunto de amostras testadas para cada condição de reparo não deve ser inferior ao valor médio obtido pelo conjunto de amostras testadas na condição como soldado.

### 3.2.5.2 Ensaio de Microdureza Vickers

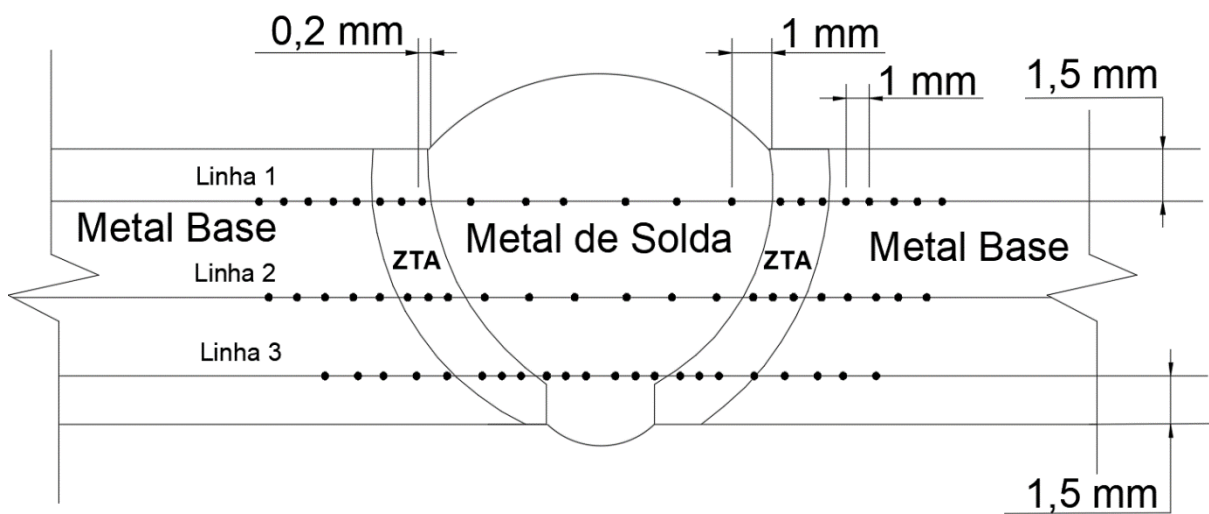
É comum, os reparos realizados proporcionarem um aumento da dureza nas regiões adjacentes ao cordão de solda, quando comparada à dureza da mesma junta, na condição sem reparo API 1104 (2021). Com o objetivo de verificar a intensidade do aumento produzido com as soldagens de reparo, o ensaio de microdureza foi realizado nas diferentes regiões da junta soldada das amostras com e sem reparos realizados.

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Tecnologia Mecânica, do IFBA, Campus Salvador, utilizando-se um microdurômetro digital, marca SHIMADZU, modelo HMV-2, com penetrador de diamante, geometria piramidal e base quadrada, com ângulos entre as faces, de 136°.

As medidas de microdureza foram produzidas com uma carga de 0,2 kg, com tempo de aplicação de 15 segundos e distância entre os pontos de indentação, de 0,2 mm na ZTA e 1,0 mm no metal de base e metal de solda, seguindo as normas ASTM E-384 (2017).

As medidas foram tomadas em três linhas, conforme ilustração esquemática exibida na Figura 22.

**Figura 22** - Distribuição de indentações por microdureza Vickers ao longo da junta soldada.



Fonte: Autor (2023).

Os corpos de prova, com espessura de 12,70 mm foram preparados antes da realização do ensaio de microdureza. A preparação envolveu etapas de lixamento, polimento e ataque. As operações de desbaste foram realizadas com lixas na sequência de granulação 80, 120 e 200 mesh, e de acabamento, com numeração, 400, 600 e 1200 mesh. O polimento foi realizado, em sequência com suspensões de alumina ( $Al_2O_3$ ), com granulometria de 2, 1 e 0,5  $\mu m$ . Já o ataque foi feito por imersão, com uma solução de ácido nítrico em álcool etílico, diluído a 2% (API 1104, 2021).

### 3.2.5.3 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados com uma velocidade de ensaio de 1 mm/min à temperatura ambiente, 23°C, no Laboratório de Ensaio Mecânicos do



IFBA, *Campus* Salvador, de acordo com a norma da ASTM A370 (2019). O equipamento usado foi uma máquina de ensaios universal eletromecânica, da marca EMIC, modelo 23-300-T1, com capacidade de carga de 300 KN, cuja imagem é exibida na Figura 23.

**Figura 23** - Máquina de tração EMIC 23-300-T1.

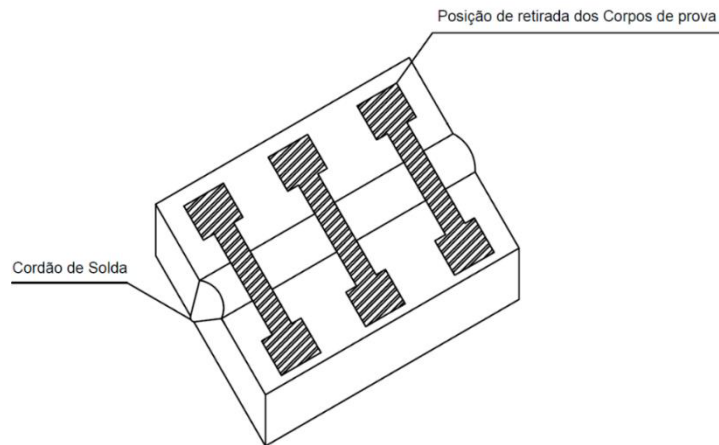


Fonte: Autor (2023).

Para a confecção dos corpos de prova de tração, chapas foram cortadas no sentido transversal aos cordões de solda, com auxílio de uma serra fita, dotada de um sistema de refrigeração abundante. Em seguida, os corpos de prova foram usinados através da operação de fresamento, conforme a norma ASTM A370 (2019).

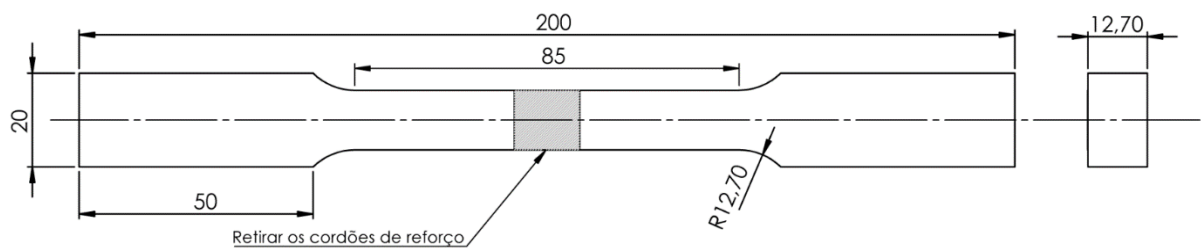
A Figura 24 ilustra esquematicamente as posições de usinagem dos corpos de prova de tração em relação ao cordão de solda e a Figura 25, o corpo de prova com as suas respectivas dimensões.

**Figura 24** - Posições de retirada dos corpos de prova.



Fonte: Autor (2023).

**Figura 25** - Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração.



Fonte: Autor (2023).

Para cada condição de reparo, foram testados cinco corpos de prova. Além desses, foram testadas cinco amostras do metal de base, totalizando 20 corpos de prova. A norma ASTM A131 (2019) define valores mínimos de resistência mecânica à tração para o aço AH36, de 490 MPa e limite de escoamento de 355 MPa, conforme valores exibidos na Tabela 2.

#### 3.2.5.4 Análise Fractográfica

Com o objetivo de estabelecer uma relação entre os resultados da tenacidade ao impacto e as características de fratura, foi conduzida uma análise das superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy. Para tanto, a análise fractográfica foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV), através de um equipamento, marca Tescan, modelo LMU-Veja 3, disponível no Laboratório de Caracterização, do IFBA, *campus* Salvador.

## CAPÍTULO 4

### 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

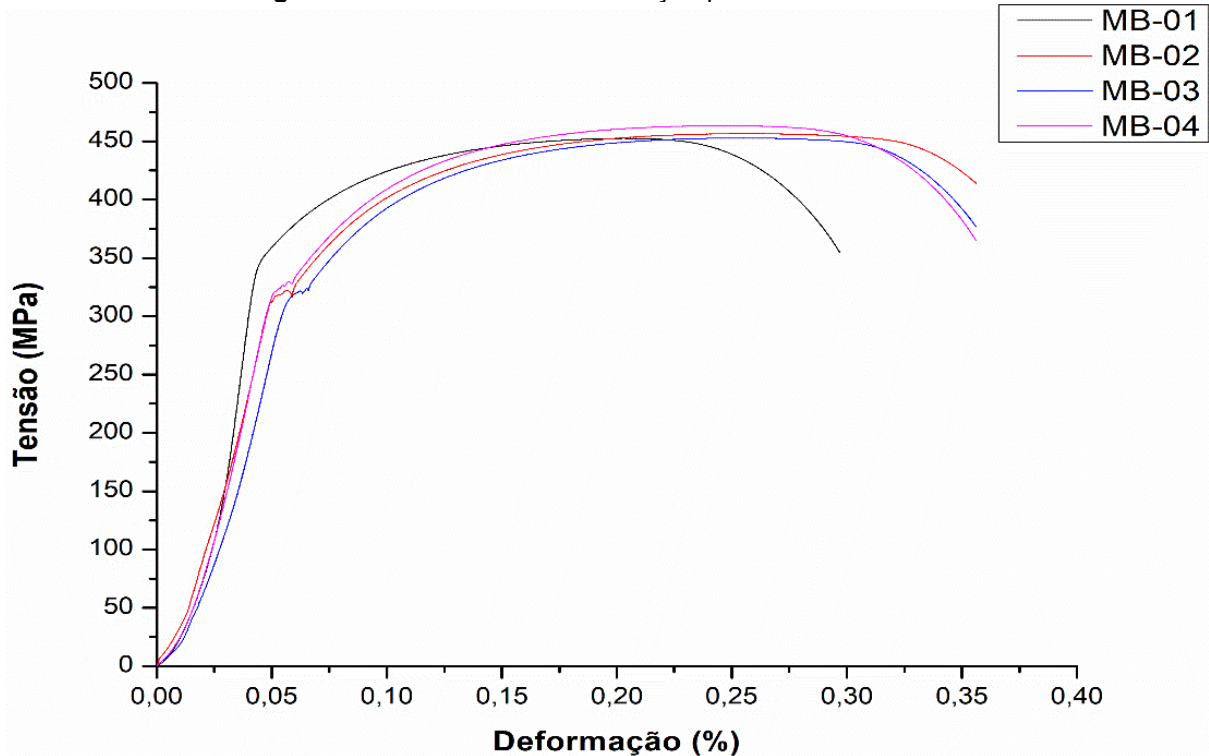
Na tabela 12 são apresentadas as propriedades mecânicas do metal de base, (aço ASTM A131 Grau AH36) obtidas no ensaio de tração e, na Figura 26, as respectivas curvas tensão-deformação levantadas durante o ensaio.

Tabela 12 - Resultados obtidos no ensaio de tração do metal base.

CP	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
MB 1	346,26	452,48	19,52
MB 2	317,19	456,61	25,44
MB 3	314,24	452,82	25,81
MB 4	321,24	463,38	24,37
Média + Desvio	324,73±14,64	456,32±5,06	23,79±2,91
Norma	≥ 315	440-590	≥ 20

Fonte: Autor (2023).

Figura 26 - Curva tensão-deformação para o metal de base.



Fonte: Autor (2023).

Os resultados obtidos estão em conformidade com a norma ASTM 131/A131M (2019), a qual especifica as propriedades mínimas necessárias sobre as chapas de aço estruturais destinadas para uso na construção naval.

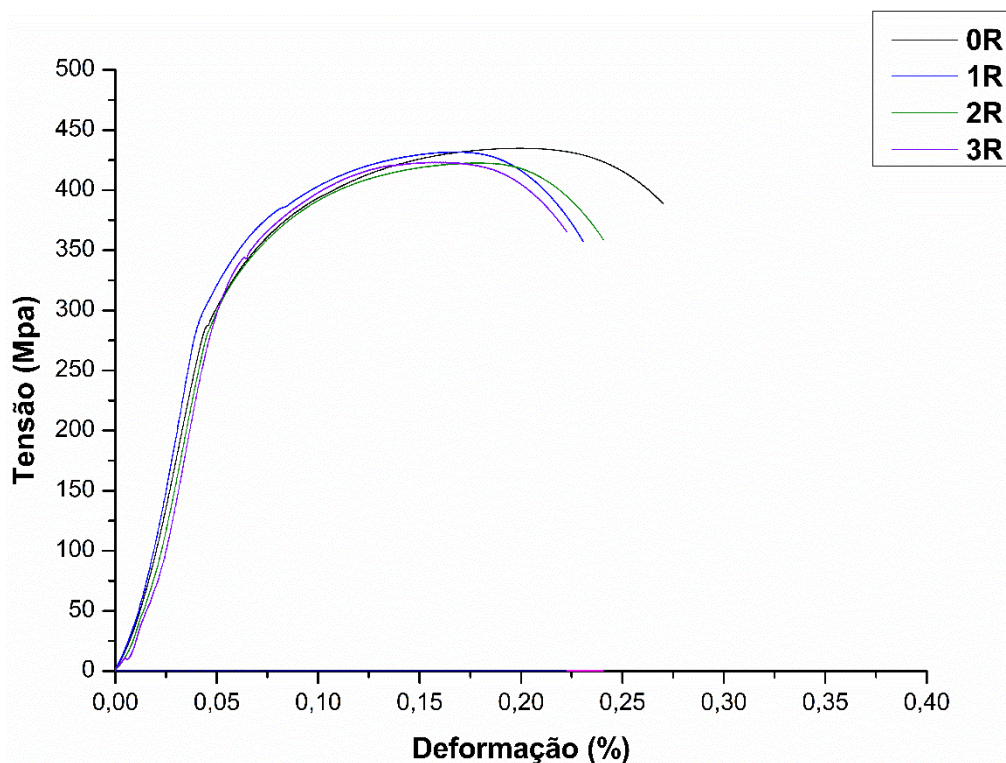
Na Tabela 13 são exibidas as propriedades mecânicas obtidas em ensaio de tração das amostras nas condições como soldado (0R) e após a realização dos reparos de solda (um reparo ou 1R, dois reparos ou 2R e três reparos ou 3R) e, na Figura 27, as respectivas curvas Tensão-Deformação.

**Tabela 13** - Valores médios de propriedades mecânicas obtidos no ensaio de tração para as amostras na condição como soldado (0R) e após os diferentes reparos (1R, 2R e 3R).

CP	Limite de Escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)	Local de Falha
0R	294,67±4,95	441,92±4,32	26,0±1,42	Metal Base
1R	297,24±3,60	434,77±6,33	25,0±3,2	Metal Base
2R	286,91±3,37	423,50±4,25	21,0±4,15	Metal Base
3R	285,69±4,36	423,32±1,44	21,0±2,1	Metal Base

Fonte: Autor (2023).

**Figura 27:** Curvas tensão-deformação levantadas em tração para os diferentes tipos de reparos.



Fonte: Autor (2023).

Como é possível verificar, através dos valores observados na Tabela 13, houve uma tendência de redução das propriedades medidas em tração com a realização dos reparos. Além disso, observou-se também uma redução dessas propriedades, nas juntas modificadas pelos reparos, quando comparadas ao metal de base e à condição original, como soldado.

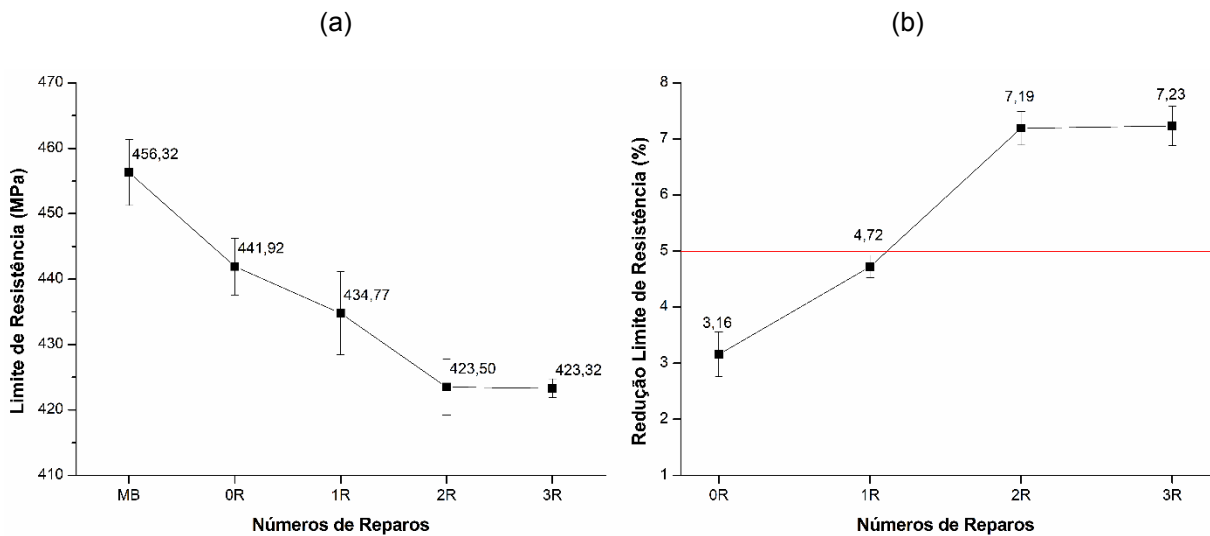
A norma API 1104 (2021) que fornece requisitos para projetos de construção, envolvendo soldagem e reparo em outros tipos de estruturas, especifica critérios de aceitação para soldas. No ensaio das juntas soldadas, quando a fratura ocorre no metal de base, a resistência à tração da junta não deve ter uma redução inferior a 5% do valor obtido para o metal de base.

Nesse sentido, mesmo não sendo uma norma aplicável às construções navais, serviu como parâmetro de referência durante a investigação. Desse modo, os valores de resistência à tração medidos para as juntas com 1R, 2R e 3R, encontram-se abaixo do valor obtido para o metal de base, cerca de 4,72%, 7,19% e 7,23%, respectivamente.

O gráfico da Figura 28 (a) mostra o comportamento da resistência à tração em função do número de reparos, onde apenas o primeiro reparo atendeu às condições pré-estabelecidas na norma supracitada.

Já na norma da PETROBRAS N-0133 (2012), que fixa as condições exigíveis e as práticas para a execução da soldagem por fusão em aços, consta que, para aços C-Mn não é permitido mais que dois reparos, devido à diminuição da resistência à tração e tenacidade da junta.

**Figura 28** - (a) Tensão limite de resistência em função do número de reparos (b) Redução da tensão limite de resistência em função do número de reparos.

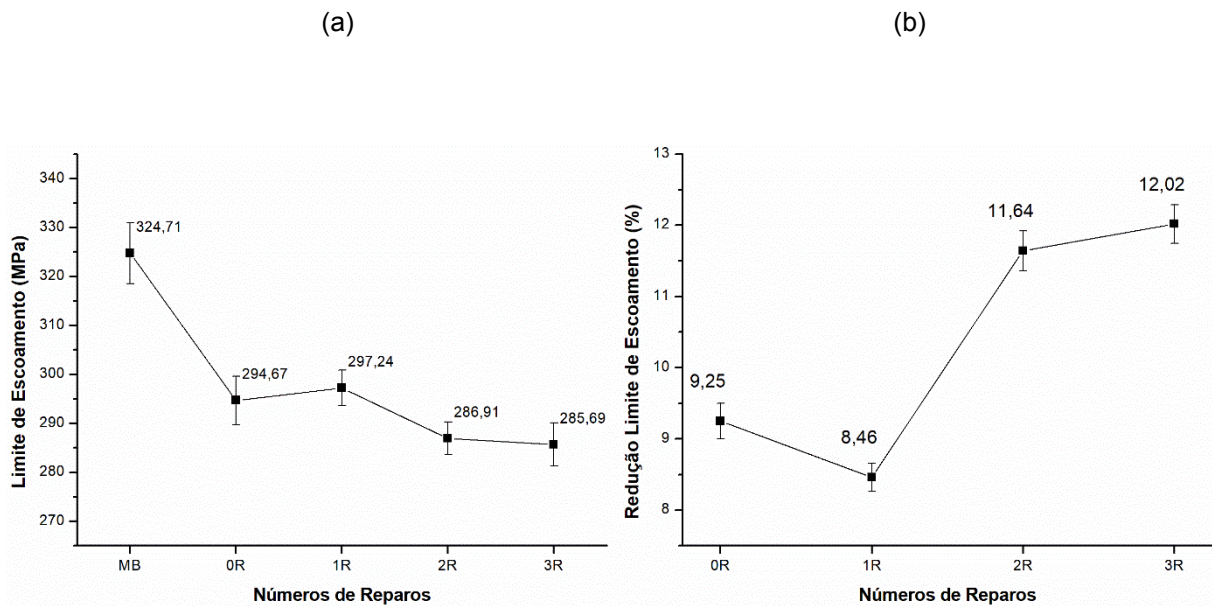


Fonte: Autor (2023).

De acordo com o gráfico da Figura 28(b), a partir do segundo reparo, aconteceu uma redução acima de 5% nos valores da resistência à tração, em relação ao valor obtido para o metal de base. Essa redução vai ao encontro do que cita a norma da PETROBRÁS N-0133 (2012) quanto ao número de reparos permitidos não ultrapassar mais que dois no mesmo local.

Da mesma forma, como mostra o gráfico da Figura 29(a), houve uma redução nos valores da tensão limite de escoamento com a soldagem (condição 0R) e posteriores reparos realizados. A variação observada no gráfico da Figura 29(b), foi calculada em relação ao valor da tensão limite de escoamento obtido para o metal de base. Na condição como soldado (condição 0R) e com os reparos realizados, 1R, 2R e 3R, houve uma redução da tensão limite de escoamento que variou cerca de 9,25% até 12,02%.

**Figura 29** – (a) Tensão limite de escoamento em função do número de reparos (b) Redução da tensão limite de escoamento em função do número de reparos.



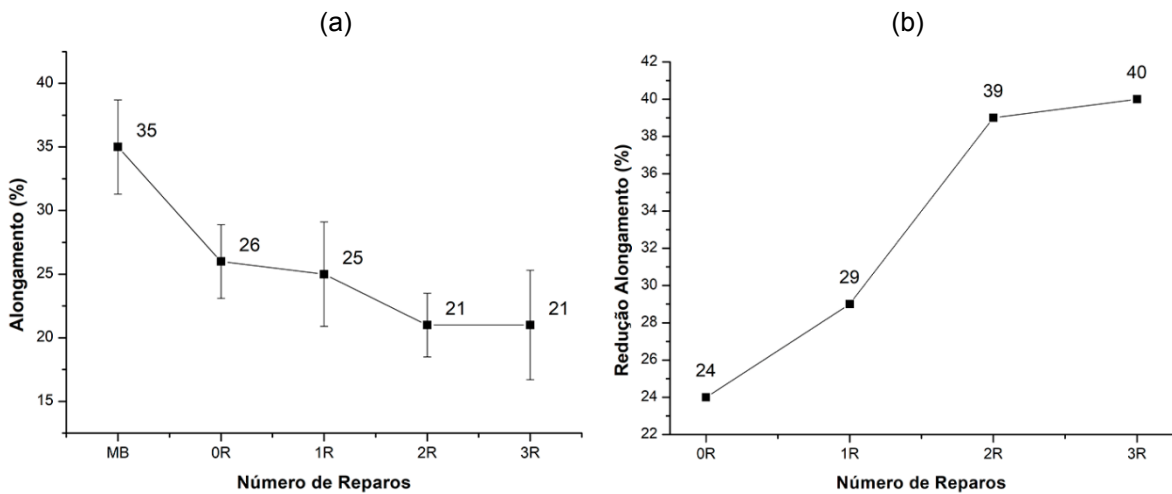
Fonte: Autor (2023).

Em um teste de tração, existem várias propriedades mecânicas que podem ser medidas para avaliar a ductilidade do material. Entre estas, o alongamento na ruptura, que corresponde à medida da deformação máxima que o material pode suportar antes de fraturar. Quanto maior o alongamento na ruptura, maior é a ductilidade do material (PIRINEN et al., 2015).

O gráfico da Figura 30 mostra o comportamento da ductilidade, avaliado através do alongamento percentual, em função do número de reparos realizados.

Conforme pode ser observado na Figura 30(a), houve uma queda no alongamento percentual após a soldagem (condição 0R) e posteriores reparos realizados. A redução, de acordo com o gráfico da Figura 30(b), variou de 29 a 40%, do primeiro ao terceiro reparos, comparados ao metal de base.

**Figura 30** - (a) Alongamento em função do número de reparos (b) Redução do alongamento em função do número de reparos.



Fonte: Autor (2023).

A redução dos valores de resistência à tração, tensão limite de escoamento e alongamento com a realização dos reparos de solda estão em concordância com outros resultados encontrados na literatura (SU *et al.*, 2021, LIU *et al.*, 2022).

No trabalho de Su *et al.* (2021), a soldagem a arco elétrico com eletrodo não consumível de tungstênio (GTAW) foi realizada duas vezes para reparar o aço inoxidável martensítico ZG06Cr13Ni4Mo. Houve uma redução de 4,8 e 6,7% respectivamente, na resistência à tração. Já para o limite de escoamento, a redução foi de 21,3 e 26,4%. Por fim, o alongamento reduziu 25 e 56%. Liu *et al.* (2022) realizaram um estudo com um aço inoxidável martensítico de baixo carbono CA6NM, onde produziu dois reparos. Houve uma redução de 12% na resistência à tração e 17% no limite de escoamento, entre o primeiro e segundo reparos realizados.

Em resumo, pode-se dizer que, apenas nas condições como soldado e após o primeiro reparo, a resistência à tração mostrou-se inferior a 5% daquela obtida para o metal de base, demonstrando estar em conformidade com a norma API 1104 (2021). Por outro lado, para as demais propriedades, tensão limite de escoamento e alongamento, o decréscimo observado se mostrou acima de 9% e 29% respectivamente, para ambas condições citadas.



## 4.2 ENSAIO DE MICRODUREZA

Na Tabela 14 são exibidos os valores médios de microdureza obtidos de cada região da junta soldada, em três linhas paralelas, conforme Figura 22.

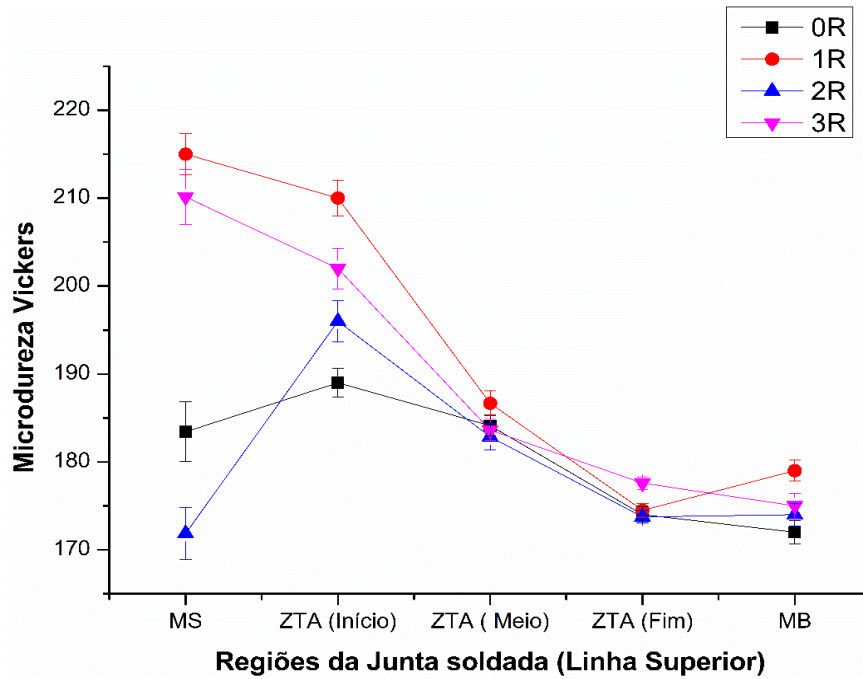
**Tabela 14** - Valores de Microdureza.

N° Reparo	Linha	Regiões	HV máx	HV mín	HV méd	Desvio padrão
0R	Linha superior	Metal de base	173	170	172	1,33
		ZTA	201	170	186	8,05
		Metal de Solda	186	178	183	3,41
	Linha Média	Metal de base	169	154	164	6,30
		ZTA	182	155	170	6,51
		Metal de Solda	184	171	178	4,80
	Linha inferior	Metal de base	173	166	170	2,66
		ZTA	197	168	180	6,67
		Metal de Solda	196	184	192	3,98
1R	Linha superior	Metal de base	183	173	179	3,95
		ZTA	226	181	202	13,73
		Metal de Solda	239	178	215	17,89
	Linha Média	Metal de Solda	184	164	175	6,59
		ZTA	210	173	186	9,30
		Metal de Solda	212	167	189	17,89
	Linha inferior	Metal de base	185	173	178	3,95
		ZTA	215	168	184	12,14
		Metal de Solda	241	207	226	11,84
2R	Linha superior	Metal de Solda	182	167	174	6,37
		ZTA	207	169	186	9,59
		Metal de Solda	191	161	172	10,93
	Linha Média	Metal de base	159	140	150	5,82
		ZTA	191	154	170	9,74
		Metal de Solda	186	167	178	7,11
	Linha inferior	Metal de Solda	186	156	170	11,61
		ZTA	236	164	191	18,33
		Metal de Solda	183	152	168	11,00
3R	Linha superior	Metal de base	184	167	175	6,06
		ZTA	233	169	194	16,71
		Metal de Solda	239	178	210	20,21
	Linha Média	Metal de base	171	154	164	6,89
		ZTA	184	161	172	7,47
		Metal de Solda	191	178	182	4,08
	Linha inferior	Metal de base	177	170	174	2,48
		ZTA	201	170	182	6,01
		Metal de Solda	185	162	171	9,04

Fonte: Autor (2023).

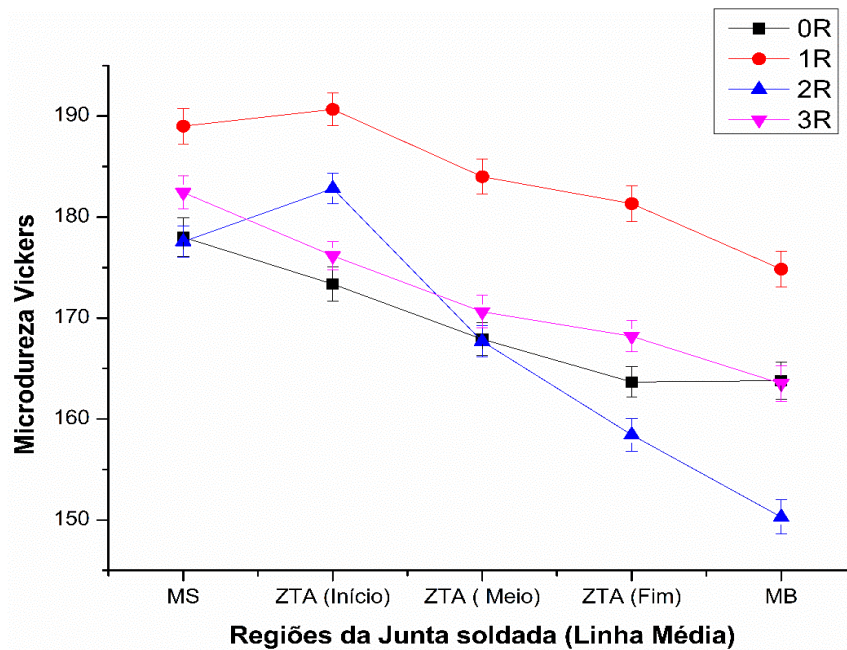
As figuras 31, 32 e 33 mostram os perfis de microdureza Vickers, em função dos valores médios obtidos por linha em cada região da junta soldada, para cada condição de reparo.

**Figura 31** - Perfil de microdureza da junta soldada - linha superior.

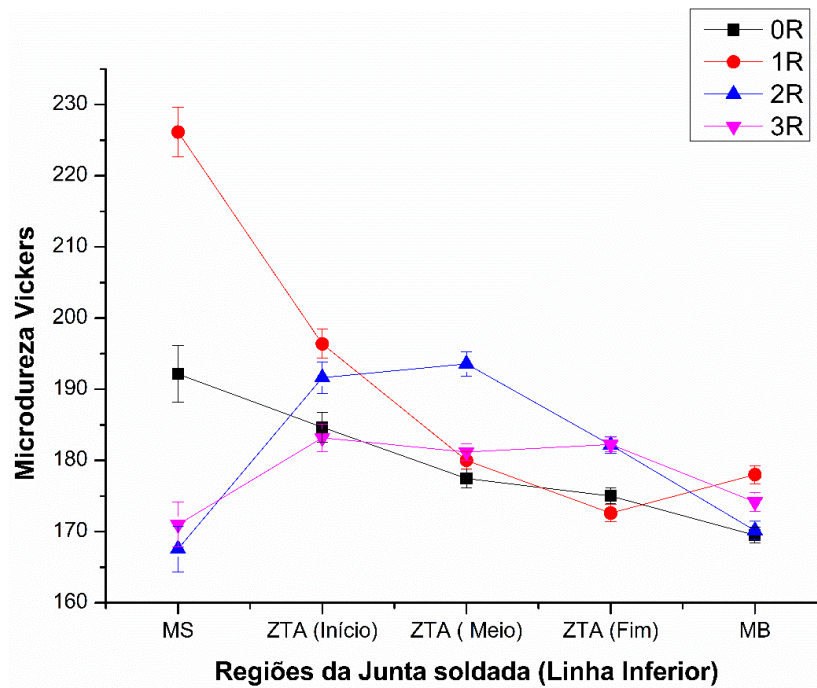


Fonte: Autor (2023).

**Figura 32** - Perfil de microdureza da junta soldada - linha média.



Fonte: Autor (2023).

**Figura 33** - Perfil de microdureza da junta soldada - linha inferior.

Fonte: Autor (2023).

Como pode ser observado nos gráficos das Figuras 31-33, os reparos consecutivos de solda proporcionaram, em geral, para todas as linhas, superior, média e inferior, um aumento da dureza das juntas, quando comparado aos resultados obtidos para a junta soldada original, sob a condição 0R.

Nos pontos que compreendem as linhas superiores e médias, encontram-se as regiões da junta soldada que mais receberam aporte térmico, tanto em função dos passes de enchimento (4, no total), quanto dos passes de acabamento (2, no total). Os referidos passes foram depositados com um aporte de energia médio de 1,45 e 1,40 kJ/mm, comparado aos passes de raiz, que tiveram uma energia média inferior, de 1,34 kJ/mm.

Os aportes térmicos da maioria dos passes depositados pelos sucessivos reparos levaram a uma maior diluição e reintroduziram mais calor à ZTA adjacente.

Essa maior quantidade de calor, possivelmente elevou a taxa de resfriamento e conseqüentemente foi um dos motivos que resultou em uma maior dureza observada, em geral, tanto no metal de solda quanto na ZTA, sobretudo quando o

primeiro reparo foi realizado (DIVYA *et al.*, 2018; HOLANDA *et al.*, 2019; YADAV *et al.*, 2022; ZHANG *et al.*, 2023).

Um outro fator que também pode ter contribuído para os maiores valores de microdureza na ZTA, sobretudo na região de início, foi o acúmulo de tensões nesta região (DAI *et al.*, 2020). Esse efeito é muito comum em deposições multipasse. O reaquecimento produzido na ZTA, com os passes de preenchimento, levou ao revenimento da ZTA adjacente ao passe de raiz. Os passes de acabamento também causaram um efeito de revenimento na ZTA adjacente aos passes de preenchimento. A única ZTA que não se beneficiou desse efeito de revenimento foi aquela originada pela deposição dos passes de acabamento.

Com a remoção da solda (0R) e realização do primeiro reparo, o nível de tensões ainda era provavelmente alto devido ao depósito de solda originalmente produzido. Daí portanto, a diferença de dureza observada entre o primeiro reparo e a solda originalmente produzida.

As microestruturas formadas no metal de solda e ZTA, como consequência dos aportes térmicos envolvidos, comprovam fundamentalmente a elevação da dureza dessas regiões, quando se comparam o primeiro reparo à condição original da solda.

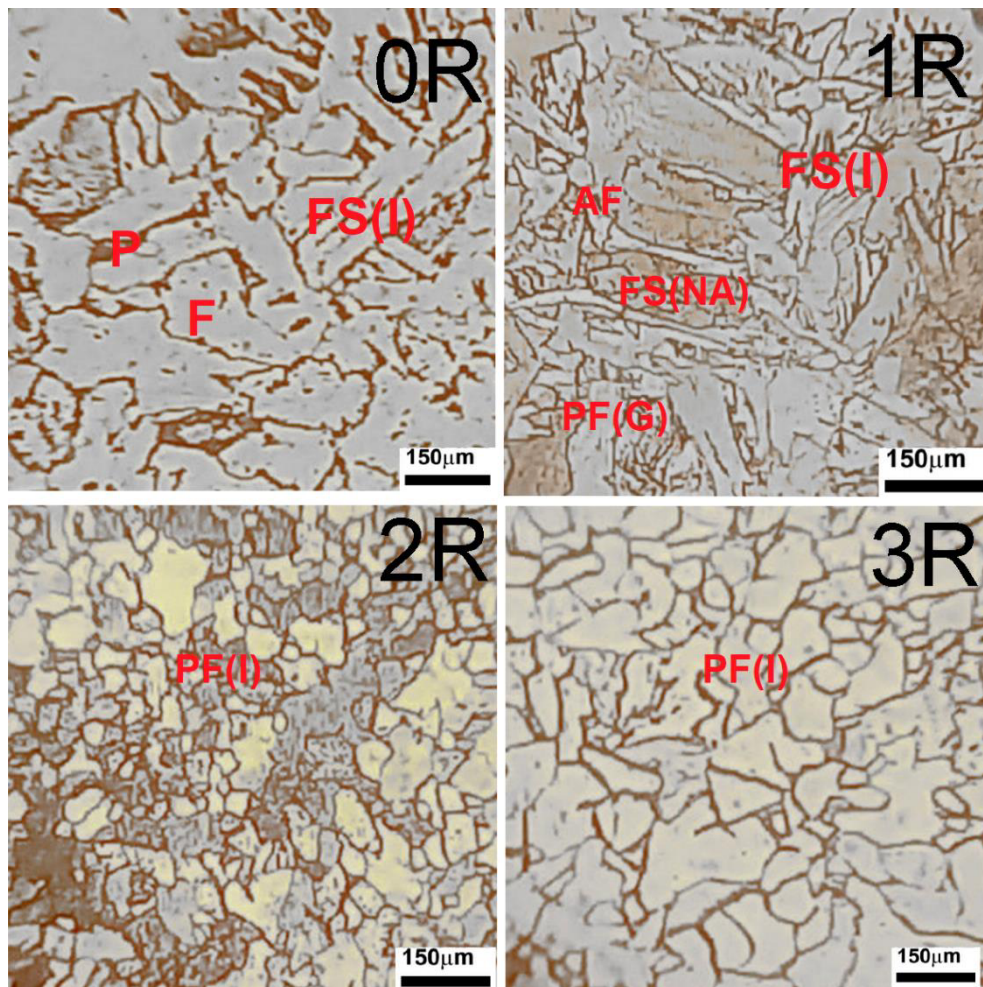
Os maiores valores de microdureza na ZTA de início estão provavelmente relacionados à zona de ligação, também conhecida como zona frágil localizada (ZFL), próxima à linha de fusão da solda. Silva (2009), considera a ZFL como uma região de granulação grosseira, com alta probabilidade de formação do microconstituente austenita-martensita (AM).

Ao se observar a microestrutura do metal de solda, o maior valor de microdureza das amostras com 1R, comparado à condição como soldado (0R) está provavelmente relacionado aos produtos resultantes da decomposição da austenita, encontrados na região reparada. Microestruturas grosseiras como a ferrita de contorno de grão PF(G), ferrita de Widmanstatten, FS (I), ferrita com segunda fase alinhada com carbonetos, FS(A), ferrita com segunda fase não alinhada, FS(NA) e

ferrita acicular (AF), foram identificadas nas microscopias óticas, exibidas na Figura 34.

Na microscopia ótica da amostra na condição 0R, verifica-se no metal de solda uma microestrutura composta essencialmente por ferrita, perlita e ferrita de Widmanstätten.

**Figura 34** - Micrografia do metal de solda.



Fonte: Autor (2023).

Quanto às microscopias óticas da região de início da ZTA ou de grãos grosseiros, não se identificou o constituinte AM, porém a FS(A) apareceu na forma de grãos grosseiros e paralelos, que crescem sempre ao longo de planos bem definidos, formando duas ou mais ripas de ferrita paralelas. Em especial para os aços de baixo carbono e baixa liga, podem surgir em pequenas quantidades associada a agregados de ferrita e carbonetos (ALMEIDA, 2014). Já a ferrita com

segunda fase não alinhada FS(NA) teve pouca incidência, próxima às ripas de AF, que apareceram na forma de grãos extremamente finos, nucleando-se sempre no interior do grão da austenita.

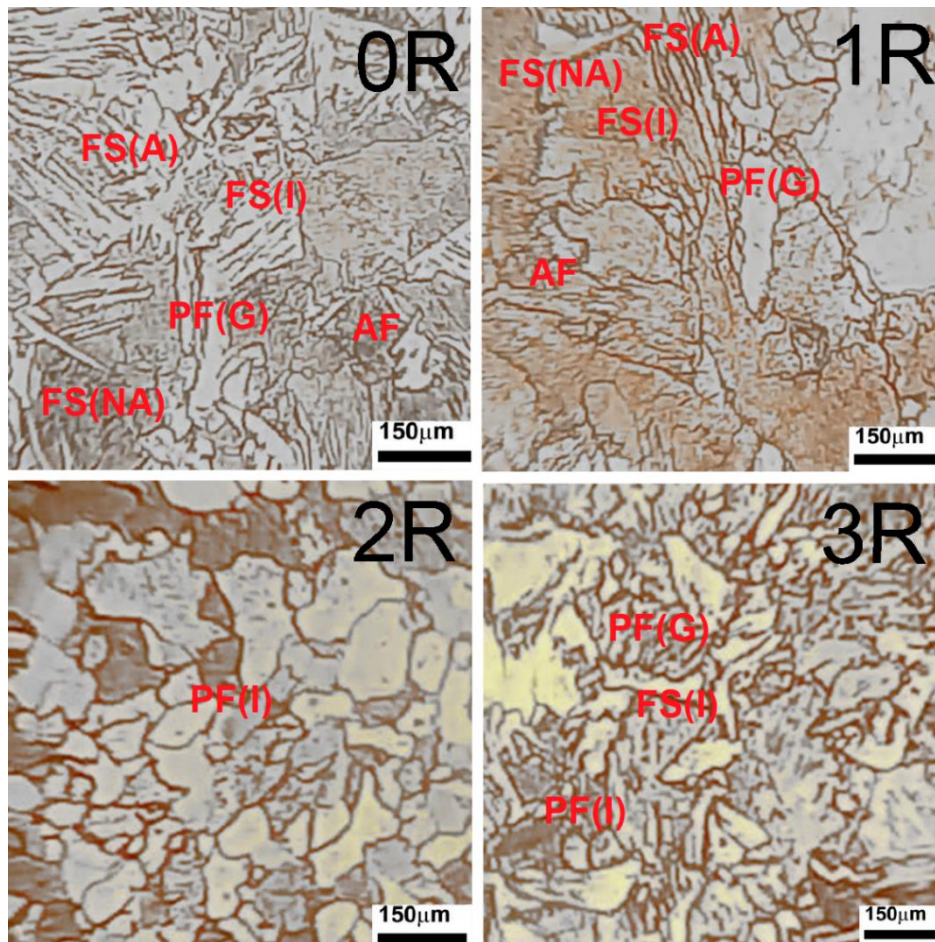
A ferrita de Widmanstätten, FS(I), que nucleia nos contornos de grãos da austenita, cresce em direção ao interior do grão, sem ser convertida em ferrita poligonal, PF(I). Nesse caso, o percentual de liga e a alta taxa de resfriamento na região de grãos grosseiros contribuiu para a sua formação (RIBEIRO, 2015).

Figura 35 foram identificadas as mesmas microestruturas nas condições como soldado e com um reparo de solda: ferrita com segunda fase alinhada com carbonetos, FS(A), ferrita com segunda fase não alinhada, FS (NA), ferrita acicular (AF) e ferrita de Widmanstätten, FS(I).

A FS(A) apareceu na forma de grãos grosseiros e paralelos, que crescem sempre ao longo de planos bem definidos, formando duas ou mais ripas de ferrita paralelas. Em especial para os aços de baixo carbono e baixa liga, podem surgir em pequenas quantidades associada a agregados de ferrita e carbonetos (ALMEIDA, 2014). Já a ferrita com segunda fase não alinhada FS(NA) teve pouca incidência, próxima às ripas de AF, que apareceram na forma de grãos extremamente finos, nucleando-se sempre no interior do grão da austenita.

A ferrita de Widmanstätten, FS(I), que nucleia nos contornos de grãos da austenita, cresce em direção ao interior do grão, sem ser convertida em ferrita poligonal, PF(I). Nesse caso, o percentual de liga e a alta taxa de resfriamento na região de grãos grosseiros contribuiu para a sua formação (RIBEIRO, 2015).

**Figura 35** - Micrografia da região de grãos grosseiros.



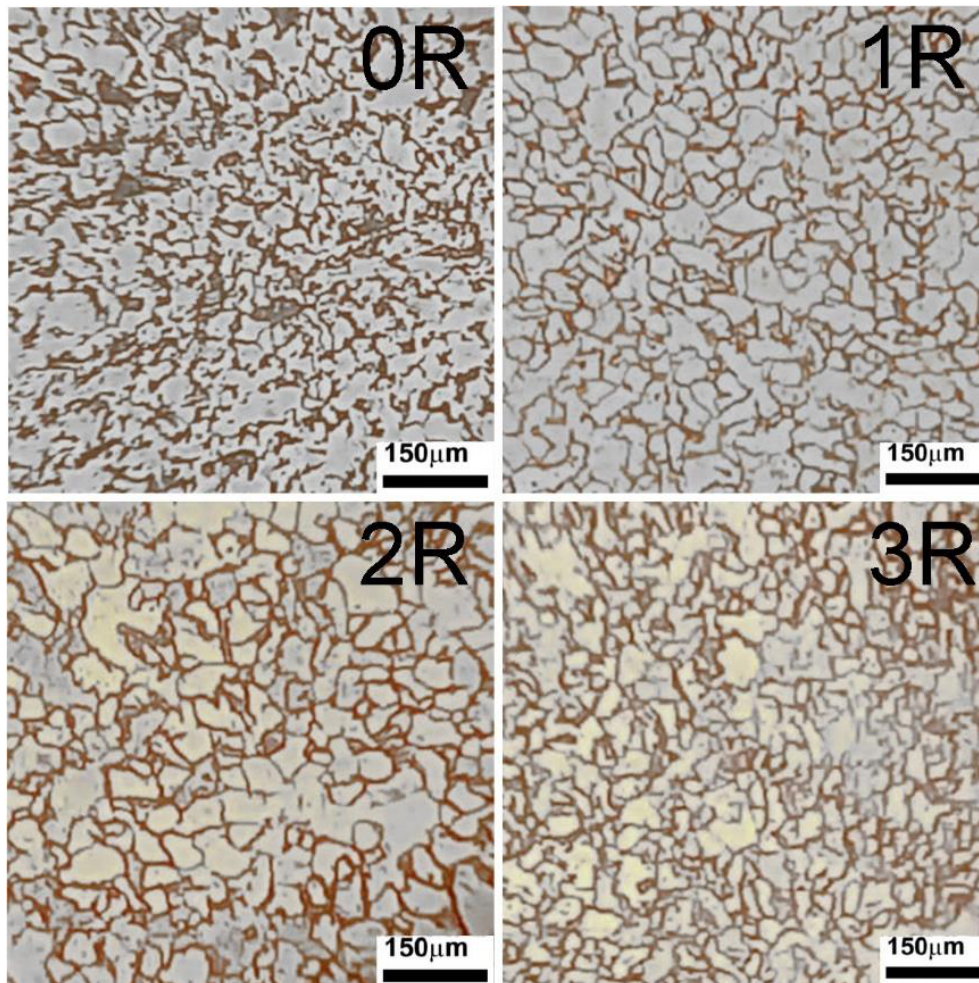
Fonte: Autor (2023).

Ao mesmo tempo em que se observam os maiores valores de dureza na junta soldada quando o primeiro reparo foi realizado, verifica-se uma tendência de redução desses valores com os demais procedimentos de reparo.

Conforme pode ser observado na imagem da Figura 35, os grãos, nas amostras com 2R e 3R, são em grande maioria, poligonais, característicos da ferrita poligonal, PF(I).

A microestrutura poligonal da ferrita, também foi observada na região de grãos finos em todas as condições de reparo, conforme pode ser observada nas imagens exibidas na Figura 36.

**Figura 36** - Micrografia da região dos grãos refinados.



Fonte: Autor (2023).

A PF(I) se forma naturalmente durante o processo de resfriamento, através de um processo de nucleação e crescimento de novos grãos, quando a austenita é resfriada abaixo da temperatura crítica de transformação, exibindo um padrão de grãos pequenos e formato irregular. Em geral, a ferrita poligonal é uma fase relativamente macia e menos resistente em comparação às outras fases encontradas nas amostras na condição como soldado e com um reparo de solda, o que levou, portanto, à redução de dureza, observada nas amostras com dois e três reparos (VAIKAR et al., 2022; WANG et al., 2020)

Os múltiplos reparos reintroduziram calor na ZTA e o efeito observado foi a ampliação dessa região. Com a maior extensão da ZTA, aumentou também a região onde as propriedades tendem a ser diferentes, em função da heterogeneidade



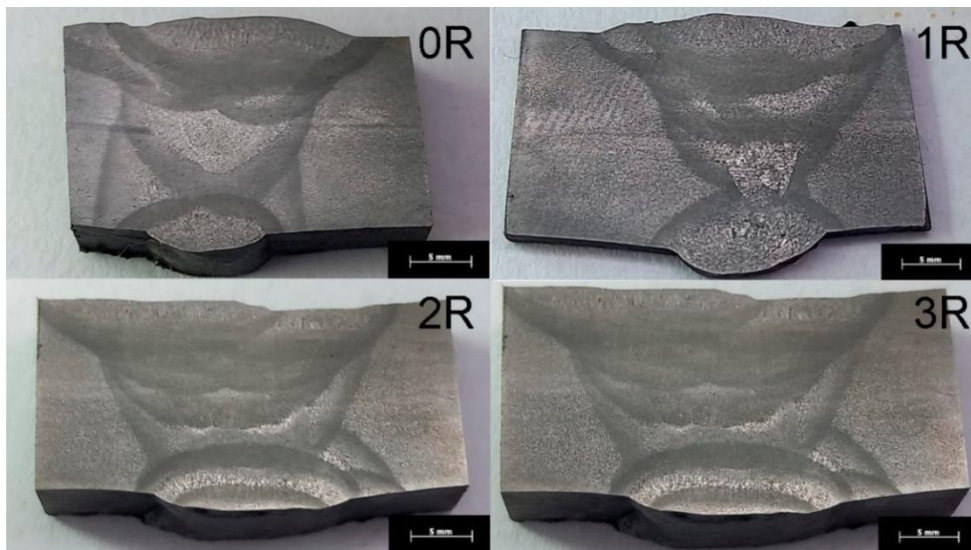
microestrutural. Dessa forma, a redução das propriedades medidas em tração e dureza, com a realização dos reparos, foi considerada uma possível consequência do aumento da largura dessa região.

### 4.3 MACROGRAFIA

A Figura 37 mostra as macrografias das juntas soldadas, sob as diferentes condições de reparo. As macrografias mostram as três diferentes regiões da junta soldada: metal base (MB), metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA).

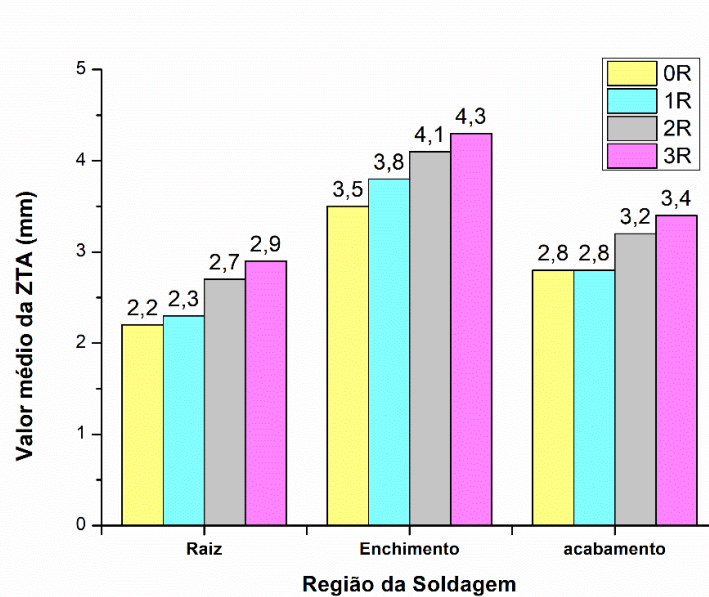
Através da análise macrográfica foi possível atestar a condição da junta soldada, que não possuía defeitos de solda.

**Figura 37** - Macrografia das soldagens reparos.



Fonte: Autor (2023).

Os diferentes aportes térmicos envolvidos nos múltiplos passes aplicados (dois passes de raiz, quatro de preenchimento e dois de acabamento) sob cada condição de reparo tiveram não só um efeito visível na diluição, mas também nas dimensões da ZTA. A Figura 38 mostra a alteração dimensional da ZTA em função dos reparos realizados.

**Figura 38** - Extensão da ZTA em função dos reparos.

Fonte: Autor (2023).

Observa-se que em todas as regiões da solda, raiz, enchimento e acabamento, houve um aumento da largura da ZTA, ou seja, cada reparo, através de repetidos aportes térmicos, promoveu uma maior mudança microestrutural nessa região.

Na raiz, apesar de ter apenas dois passes, houve um aumento de tamanho da ZTA correspondente a 25% entre o primeiro e o último reparos.

A largura da ZTA, produzida pelos passes de preenchimento, foi maior quando comparada à largura produzida pelos passes de raiz e de acabamento, em virtude dos aportes térmicos, envolvidos na deposição de quatro passes. Entre o primeiro e último reparos, a largura da ZTA aumentou 18%.

Já nos dois passes de acabamento, a largura da ZTA aumentou 18% comparando o primeiro e últimos reparos.

O maior percentual na largura da ZTA, verificado com o passe de raiz, comparado aos passes de preenchimento e acabamento está relacionado à menor velocidade de soldagem empregada. Enquanto o depósito de raiz foi feito com uma

velocidade média de 1,05 mm/s, os passes de preenchimento e acabamento, foram realizados respectivamente com 2,0 e 2,35 mm/s.

Em resumo, pode-se dizer que, os múltiplos reparos de solda afetaram a dureza da junta soldada. A reintrodução sequencial de calor na ZTA elevou a dureza nesta região, especialmente após o primeiro reparo. A ampliação da ZTA em cerca de 18 a 24% com a formação de uma microestrutura predominantemente poligonal de ferrita, no entanto, foi responsável pela tendência de queda nos valores, observada com a realização do segundo e terceiro reparos.

#### 4.4 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

A Tabela 15 apresenta o valor médio de tenacidade ao impacto Charpy do metal de base, usado como referência.

**Tabela 15** - Resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy do Metal Base.

<b>Corpo de Prova</b>	<b>Energia de Impacto (J)</b>
<b>MB 1</b>	104
<b>MB 2</b>	102
<b>MB</b>	108
<b>Média</b>	105
<b>Desvio padrão</b>	3,05

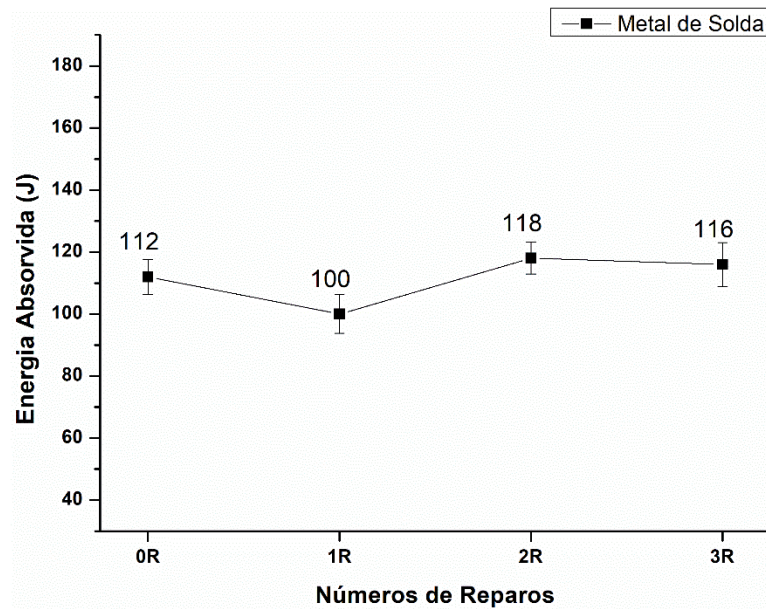
Fonte: Autor (2023).

A Tabela 16 e os gráficos exibidos nas Figura 39, 40 e 41 mostram os resultados obtidos nos ensaios de impacto Charpy para cada região da junta soldada, metal de solda, linha de fusão e ZTA, sob as diferentes condições de reparo.

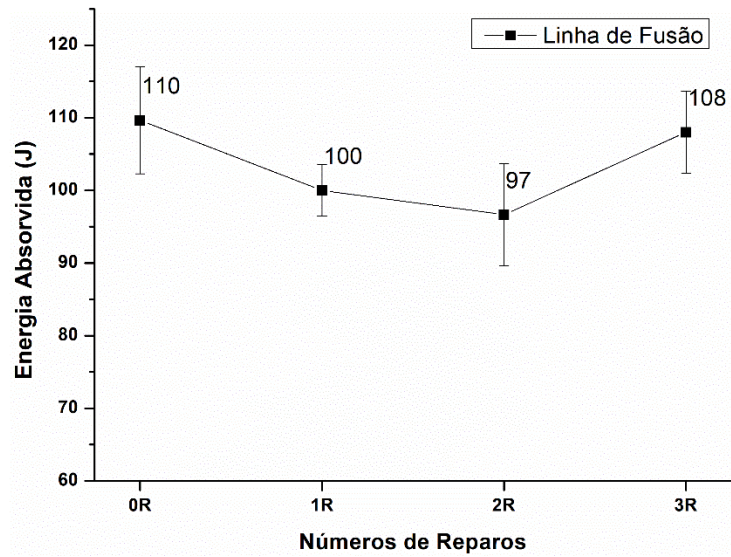
**Tabela 16** - Valores de energia de impacto para cada reparo.

Nº de Reparos	regiões	Média	Desvio Padrão
0R	Metal de Solda	112	5,66
	Linha de Fusão	110	7,37
	ZTA	89	9,85
1R	Metal de Solda	100	4,1
	Linha de Fusão	100	3,54
	ZTA	115	6,30
2R	Metal de Solda	118	1,41
	Linha de Fusão	97	7,02
	ZTA	97	6,43
3R	Metal de Solda	116	7,09
	Linha de Fusão	108	5,66
	ZTA	95	3,90

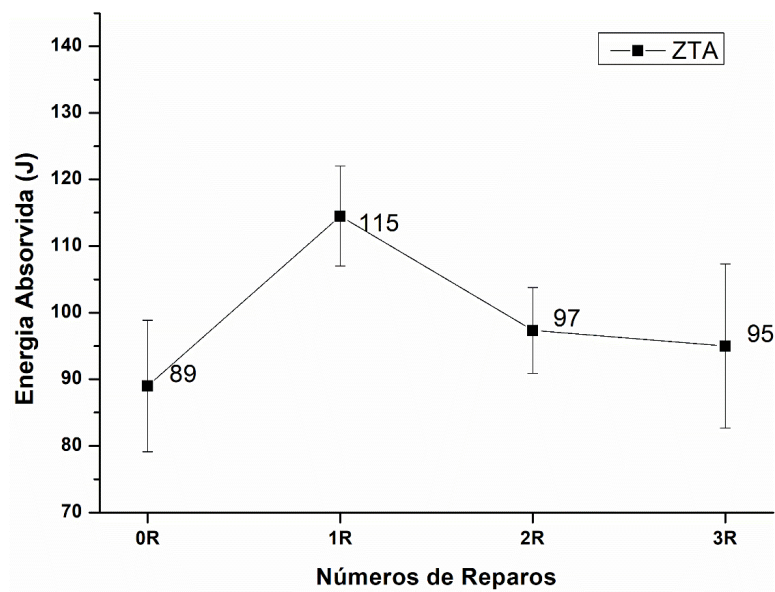
Fonte: Autor (2023).

**Figura 39** - Energia de impacto no Metal de Solda.

Fonte: Autor (2023).

**Figura 40 - Energia de impacto na Linha de Fusão.**

Fonte: Autor (2023).

**Figura 41 - Energia de impacto na ZTA.**

Fonte: Autor (2023).

Conforme a API 1104 (2021), o valor médio de tenacidade de um conjunto de três corpos de prova não deve ser inferior ao valor médio obtido para qualificação da solda.

Deste modo, os resultados de tenacidade ao impacto Charpy, realizados em cada região da junta, MS, LF e ZTA, para cada condição de reparo, foram comparados aos valores de tenacidade obtidos das respectivas regiões na condição original como soldado.

Conforme pode ser observado no gráfico da Figura 39, que mostra a influência dos reparos na tenacidade ao impacto do metal de solda, a realização de dois e três reparos elevou respectivamente os valores dessa propriedade no metal de solda a valores acima, em cerca de 5% e 3,5%, da condição como soldado (0R).

A exceção foi observada para a condição 1R, quando a tenacidade caiu 10,7%, comparada à condição como soldado (0R). A queda da tenacidade, corroborada por um maior valor de microdureza, foi atribuída à presença de microestruturas grosseiras, entre elas, a ferrita de contorno de grão PF(G).

A presença de PF(G), com veios alongados, é indesejável para o metal de solda, pois apresenta baixa resistência à propagação de trincas (JORGE *et al.*, 2015).

A presença das outras microestruturas, como FS(NA), AF e ferrita de Widmanstätten também contribuiu para o decréscimo da tenacidade das amostras do metal de solda com 1R. A combinação de carbonetos à FS(NA), mesmo aparecendo em pequenas quantidades em aços de baixo carbono e baixa liga, pode ter contribuído para elevar os valores de dureza das amostras ao mesmo tempo em que comprometeu a sua tenacidade (ALMEIDA, 2014).

Conforme o gráfico da Figura 40, o valor médio da tenacidade na linha de fusão para a condição como soldado (0R) foi 110 J. Para todas as condições de reparos, 1R, 2R e 3R, os valores ficaram abaixo desse valor, cerca de 9%, 11,8% e 1,8%, respectivamente.

Na ZTA, ao observar o gráfico exibido na Figura 41, os valores de tenacidade, para todos os reparos realizados, 1R, 2R e 3R, mostraram-se acima dos valores obtidos para a condição como soldado (0R), cerca de 22%, 9,3% e 9,1% respectivamente.

O aumento da tenacidade observado na ZTA está provavelmente associado à presença da ferrita poligonal em praticamente todas as amostras reparadas, conforme imagens exibidas na Figura 35 e 42. A presença desses grãos pode ter influenciado o aumento da resistência à fratura, levando a valores mais altos de tenacidade ao impacto, quando comparados à condição 0R. Em especial para os aços de baixo carbono e baixa liga, podem surgir em pequenas quantidades associadas a agregados de ferrita e carbonetos (ALMEIDA, 2014). Já a ferrita com segunda fase não alinhada FS(NA) teve pouca incidência, próxima às ripas de AF, que apareceram na forma de grãos extremamente finos, nucleando-se sempre no interior do grão da austenita.

A menor quantidade de AF foi atribuída provavelmente à quantidade de elementos refinadores de grão, como nióbio, vanádio e titânio. A análise da composição química da liga estudada no presente trabalho revelou teores desses elementos abaixo dos limites especificados na norma.

A ferrita de Widmanstätten, FS(I), que nucleia nos contornos de grãos da austenita, cresce em direção ao interior do grão, sem ser convertida em ferrita poligonal, PF(I). Nesse caso, o percentual de liga e a alta taxa de resfriamento na região de grãos grosseiros contribuiu para a sua formação (RIBEIRO, 2015).

O processo TIG é conhecido por produzir soldas de alta qualidade, com baixo risco de trincas e porosidades. O controle dos parâmetros do processo, como a corrente, o gás de proteção e a velocidade de soldagem, pode ter influenciado no controle da taxa de resfriamento, que levou à formação de uma microestrutura predominantemente poligonal e, como consequência, uma melhora nas propriedades mecânicas da ZTA, quando comparada à ZTA, na condição 0R.

Também foi possível verificar na ZTA, uma tendência de queda da tenacidade, quando os procedimentos de reparo foram realizados. Essa queda, inclusive, é reportada na literatura (Aghali et al., 2014, Ribeiro, 2015, Guo et al., 2018, Winarto et al., 2019).

Aghaali et al. (2014) avaliou o efeito de reparos repetidos nas propriedades mecânicas, microestruturais e de corrosão do aço inoxidável 316L. Verificaram que

houve uma redução significativa nos valores de resistência ao impacto Charpy-V da ZTA com o número de reparos de solda. O aumento do tamanho de grão, a redução da ferrita  $\delta$  e a alteração em sua morfologia foram atribuídos como fatores determinantes à redução dos valores de tenacidade.

Ribeiro (2015), avaliou o efeito de dois reparos realizados nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço AH36 e verificou uma queda nos valores de tenacidade da ZTA, em torno de 10%, atribuindo este efeito ao aumento do tamanho de grãos.

Guo et al. (2018), avaliou o efeito de cinco reparos nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço inoxidável austenítico 304N e associou a queda nos valores de energia de impacto na ZTA ao aumento do tamanho dos grãos. Em seu primeiro reparo, a energia de impacto era de 272 J, com um tamanho de grão de 45,5  $\mu\text{m}$ , e em seu último reparo, caiu para 225 J, com um tamanho de 47,3  $\mu\text{m}$ .

Winarto et al. (2019) realizou uma investigação para avaliar o efeito de 5 reparos consecutivos de solda nas propriedades mecânicas e microestruturais de aços inoxidáveis austeníticos 304L e 316L. A resistência ao impacto diminuiu significativamente na ZTA conforme o aumento do número de reparos de solda. A queda foi atribuída à alteração da morfologia da ferrita delta para vermicular, bem como à diminuição da porcentagem de ferrita delta.

No presente trabalho, a tendência de redução da tenacidade ao impacto, observada na ZTA, entre o primeiro e terceiros reparos realizados, pode ser atribuída ao aumento do tamanho dos grãos, à medida que os reparos foram sendo feitos.

#### 4.5 TAMANHO DE GRÃO

A Tabela 17. exibe os diâmetros médios dos grãos da ZTA para todas as condições de reparo, incluindo aqueles obtidos do metal de base. Os gráficos das Figura 42, 43 e 44, exibem o comportamento do tamanho de grão (G) em função do número de reparos realizados nas linhas superior, média e inferior da ZTA. Para efeito de comparação, o tamanho de grão, referente ao metal de base, foi incluído.

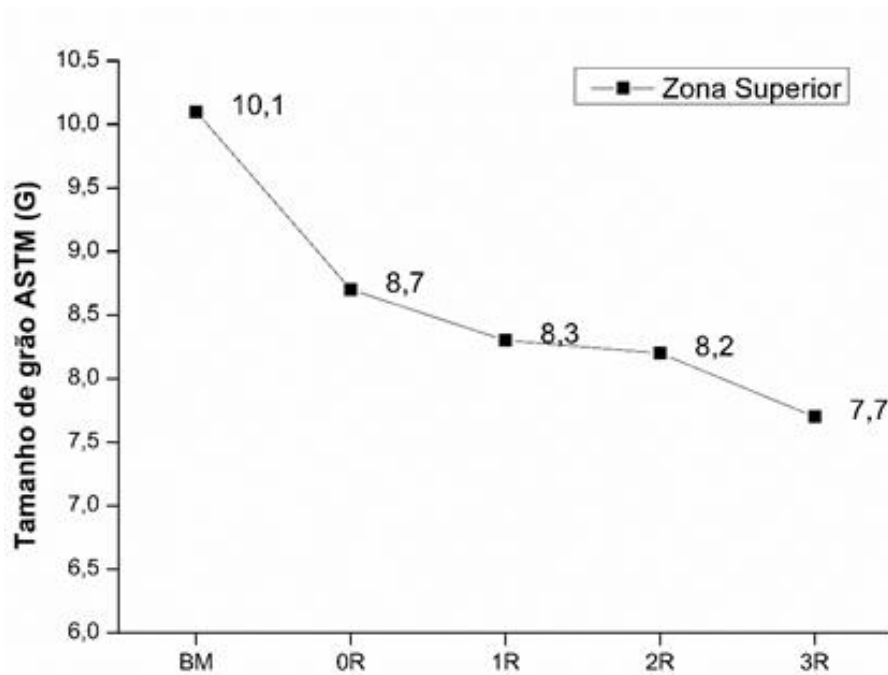


Tabela 17 - Diâmetros médios dos grãos da ZTA.

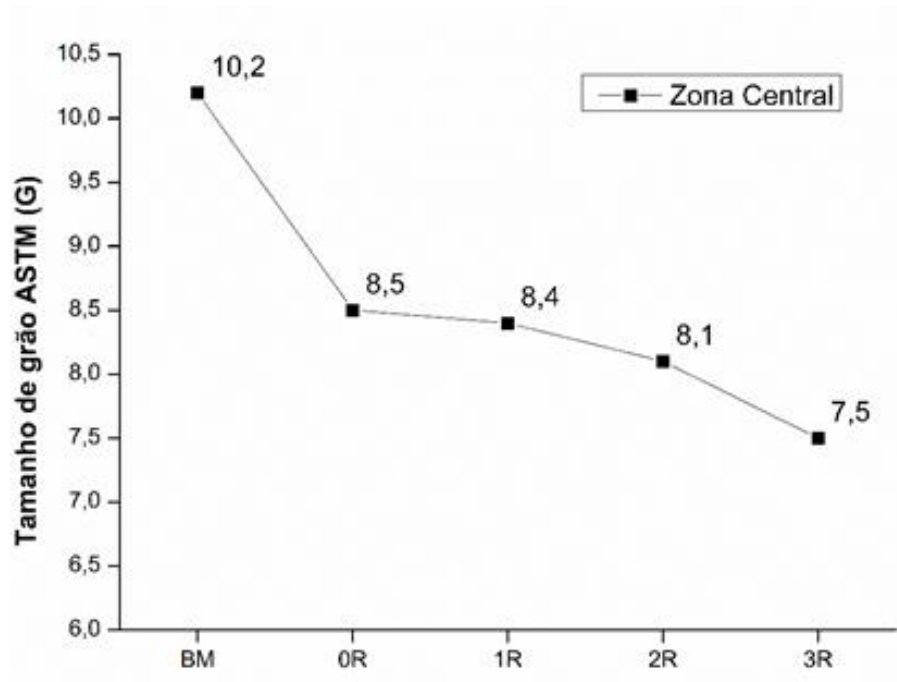
N° de Reparos	Zonas	Diâmetro Médio (µm)
Metal de base	Superior	13,59
	Central	13,46
	Inferior	13,46
0R	Superior	15,78
	Central	16,15
	Inferior	14,45
1R	Superior	16,54
	Central	16,34
	Inferior	15,78
2R	Superior	16,74
	Central	16,95
	Inferior	15,78
3R	Superior	17,83
	Central	18,30
	Inferior	16,95

Fonte: Autor (2023).

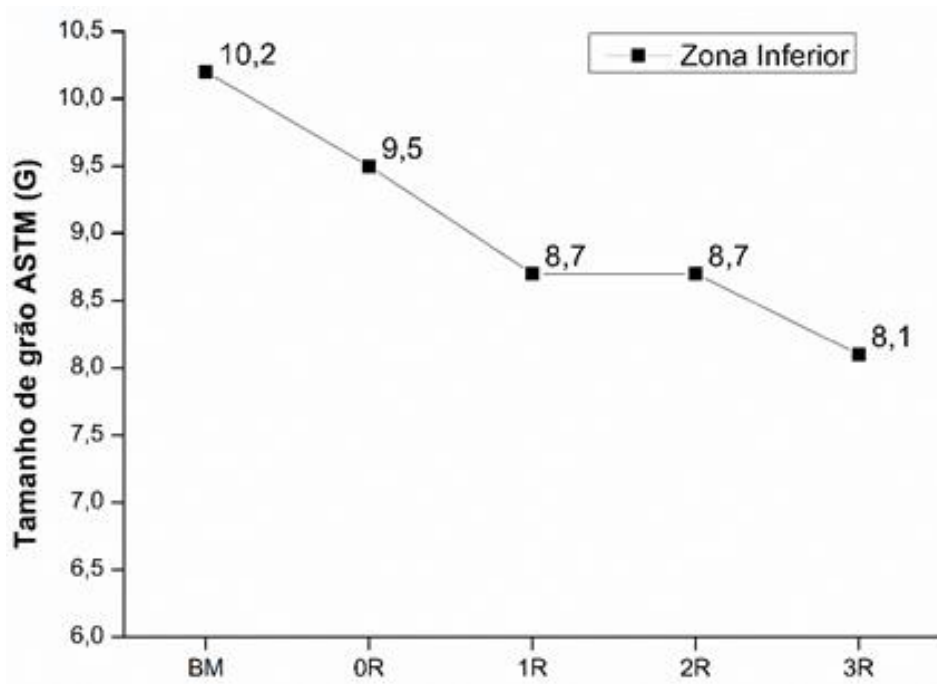
Figura 42 - Granulometria ASTM na ZTA área superior.



Fonte: Autor (2023).

**Figura 43** - Granulometria ASTM na ZTA área central.

Fonte: Autor (2023).

**Figura 44** - Granulometria ASTM na ZTA área inferior.

Fonte: Autor (2023).

Em todas as linhas observou-se que o tamanho do grão aumentou com o número de reparos realizados. Na linha superior, o diâmetro médio do grão passou de 13,59  $\mu\text{m}$  para 17,83  $\mu\text{m}$ , um aumento correspondente a cerca de 24%. Para a linha central, o diâmetro médio passou de 13,25  $\mu\text{m}$  para 18,01  $\mu\text{m}$ , um aumento correspondente a 26,4%. Na linha inferior, o diâmetro médio passou de 14,30 para 18,01  $\mu\text{m}$ , um aumento de cerca de 20,6%.

A ZTA pode sofrer mudanças significativas na microestrutura quando reparos são realizados, as quais incluem alterações no tamanho do grão. Conforme já exposto, a literatura apresenta diversas pesquisas sobre o efeito dos reparos de solda em relação ao tamanho de grãos na ZTA (Vega et al., 2008, Aghali et al., 2014, Ribeiro, 2015, Guo et al., 2018, Winarto et al., 2019, Shojaati, 2020). Em todos os estudos realizados, em maioria, em aços de classes diferentes da utilizada no presente trabalho, verificou-se uma tendência de aumento do tamanho de grão da ZTA com o número de reparos realizados.

É importante notar que o efeito dos reparos de solda no tamanho de grão na ZTA pode depender de vários fatores, como o tipo de material, o processo de soldagem, os parâmetros do processo e as condições de reparo. Desse modo, mesmo reforçando os resultados encontrados na literatura, mais estudos são necessários para entender completamente esse fenômeno e os seus efeitos em soldas de reparo em aços ASTM, da classe estudada neste trabalho.

O que se pode dizer é que, não se observou variações significativas da tenacidade ao impacto no metal de solda quando o segundo e terceiro reparos foram realizados. Entretanto, a queda de 10,7% nos valores de resistência ao impacto com a realização do primeiro reparo foi atribuída à predominância de uma microestrutura grosseira, que combinava dureza e baixa resistência à propagação de trincas, como a ferrita com segunda fase alinhada com carbonetos e a ferrita primária de contorno de grão.

Os resultados da tenacidade ao impacto na linha de fusão, provavelmente associados à posição do entalhe, mais próxima dos grãos grosseiros da ZTA, evidenciaram a fragilização da solda nessa região, após todos os procedimentos de reparo;

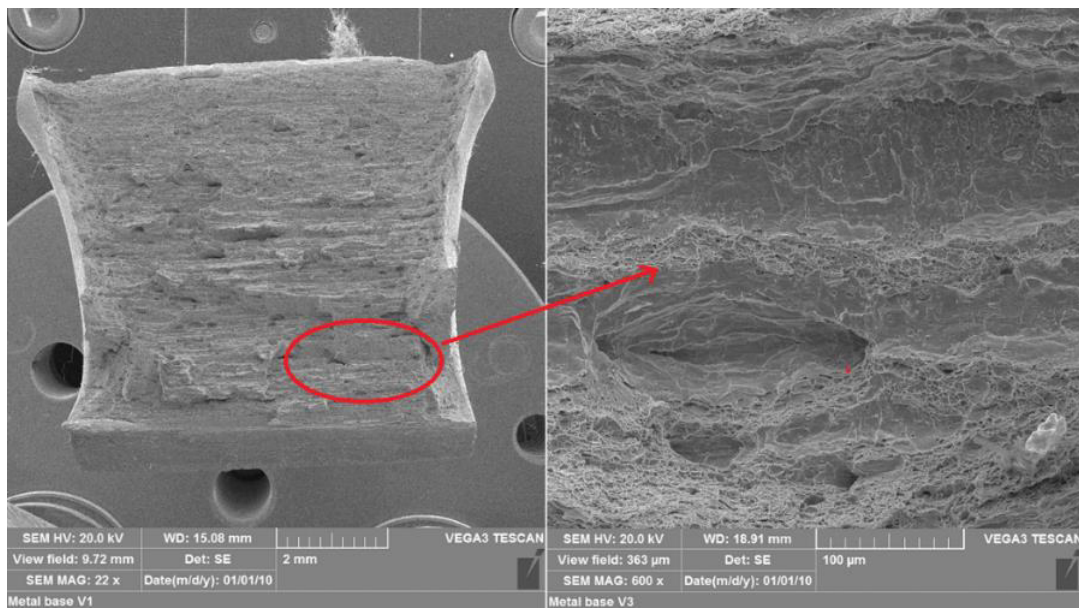
Embora verificado o aumento da tenacidade na ZTA, após todos os reparos, não se pode ignorar a tendência de queda dos valores de resistência ao impacto, quando o primeiro, segundo e terceiro reparos foram realizados. A reintrodução de calor sequencial nessa região, proporcionada pelos sucessivos reparos, aumentou o diâmetro médio do grão em cerca de 12,6%, 16,7% e 18,1% respectivamente em relação à condição como soldado.

#### 4.6 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

As Figuras 45 a 57 apresentam as fractografias por microscopia eletrônica de varredura das amostras testadas por impacto Charpy, sob diferentes números de reparo.

A Figura 45 mostra a fractografia de uma das amostras do metal base. De uma maneira geral, nestas amostras, o aspecto misto da fratura tornou-se evidente pela presença múltipla de *dimples* - cavidades hemisféricas ou parabólicas que se originam de inclusões não metálicas, pela formação, crescimento e coalescência de vazios e de facetas de clivagem planos cristalinos paralelos à superfície de fratura (RIBEIRO, 2015).

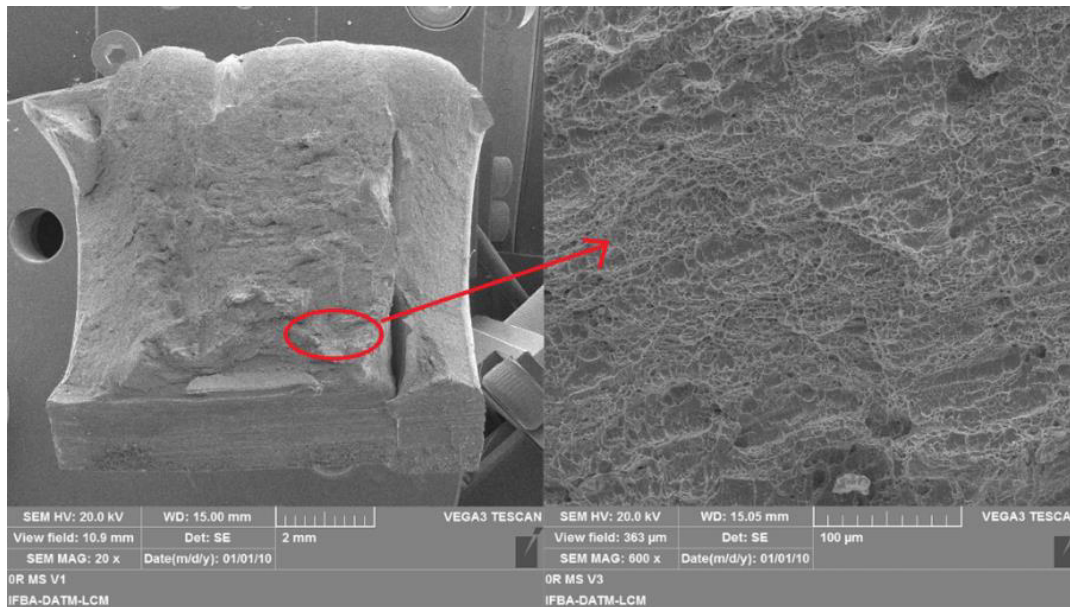
**Figura 45** - Superfície de fratura do metal de base.



Fonte: Autor (2023).

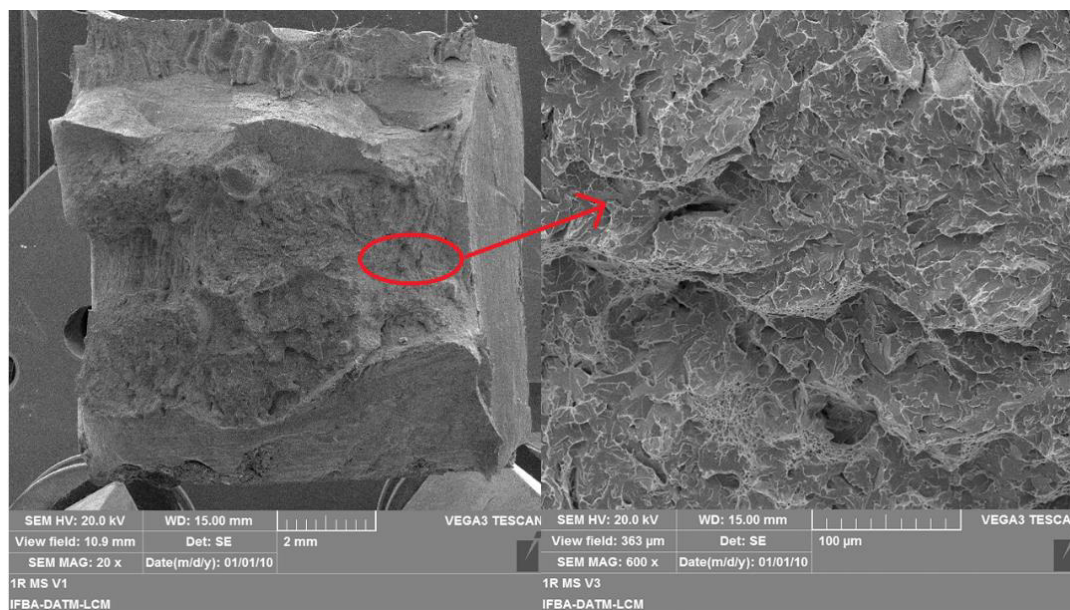
As Figuras 46-49 mostram respectivamente as superfícies de fratura das amostras testadas por impacto Charpy com entalhes no metal de solda, para todas as condições de reparo.

**Figura 46** - Superfície de fratura do metal de solda reparo 0R.



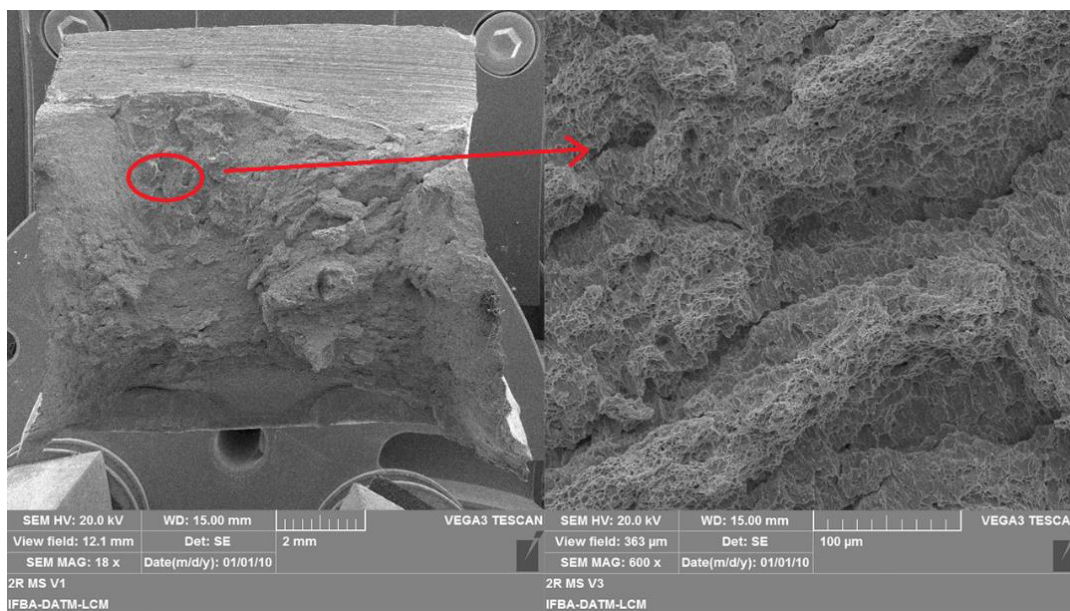
Fonte: Autor (2023).

**Figura 47** - Superfície de fratura do metal de solda reparo 1R.



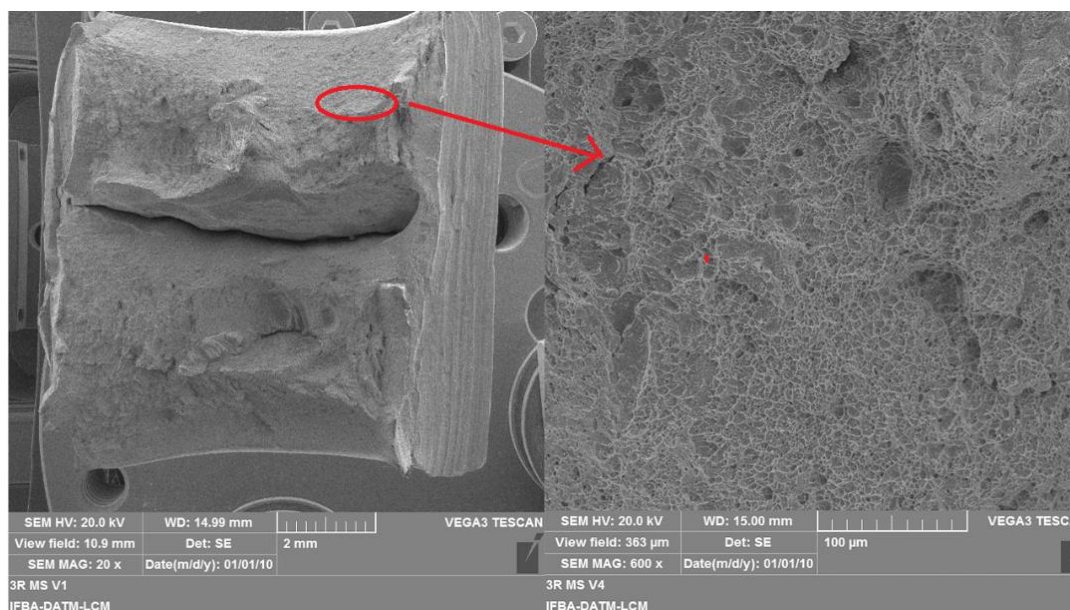
Fonte: Autor (2023).

**Figura 48** - Superfície de fratura do metal de solda reparo 2R.



Fonte: Autor (2023).

**Figura 49** - Superfície de fratura do metal de solda reparo 3R.



Fonte: Autor (2023).

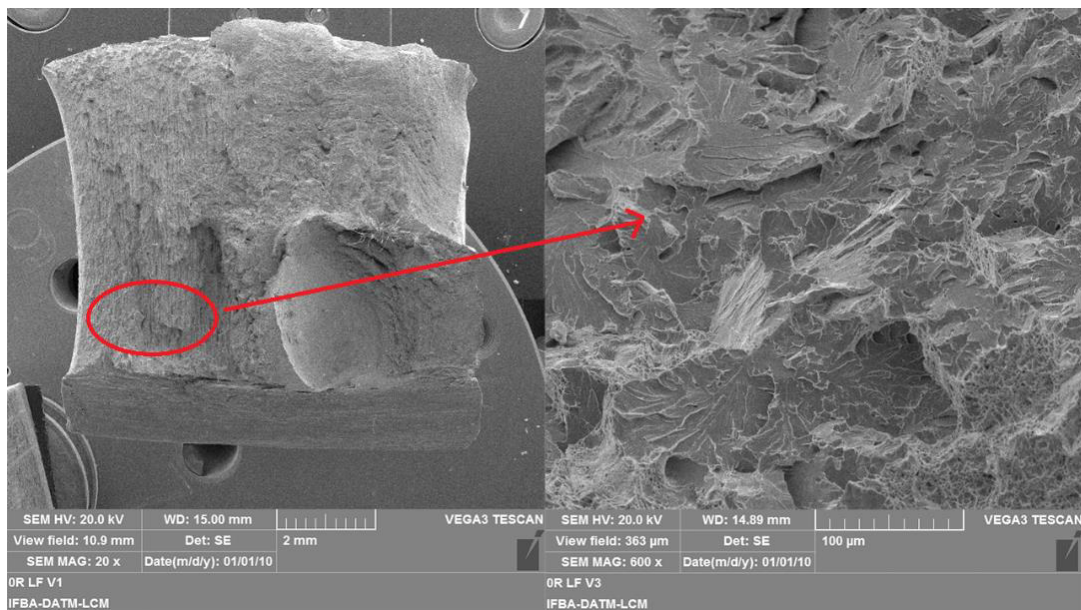
Como pode ser observado nas Figuras 46, 48 e 49, as amostras do metal de solda nas condições como soldado (0R), com dois e três reparos (2R e 3R) exibiram, quando comparadas à superfície de fratura da amostra com um reparo (1R), uma

maior predominância do aspecto dúctil da fratura, comprovada pela presença de múltiplas cavidades (*dimples*), com diferentes formas.

Na amostra com um reparo (1R), cuja superfície de fratura é exibida na Figura 47, é possível observar múltiplas facetas de clivagem. Esse comportamento está coerente ao que foi observado nos resultados do ensaio de impacto Charpy, que mostram uma queda de 10,7%, no valor médio de tenacidade para estas amostras, comparada àquelas nas condições como soldado.

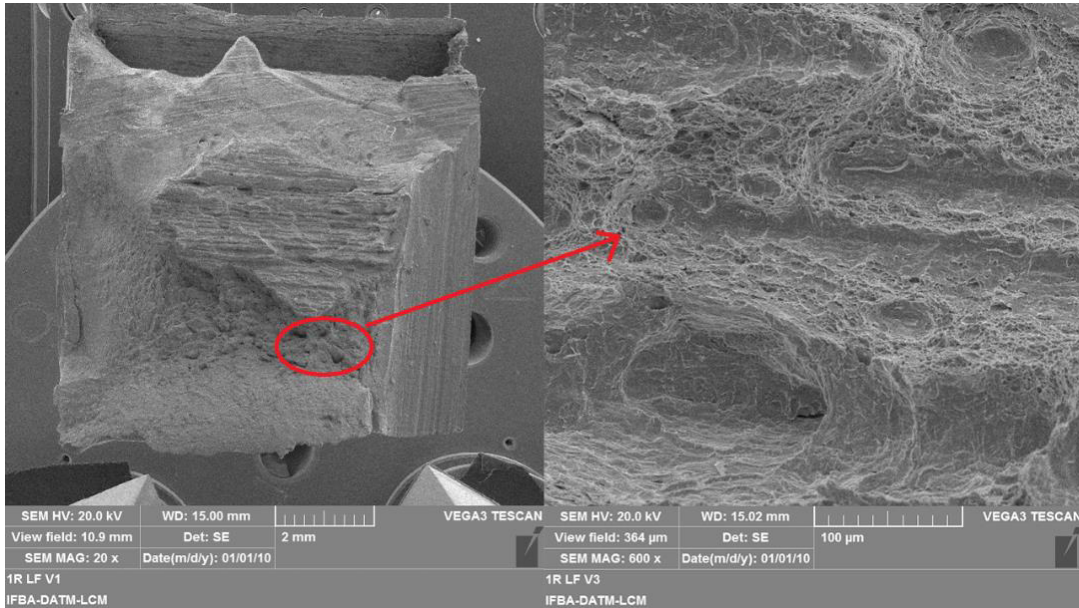
As Figuras 50-53 mostram respectivamente as superfícies de fratura das amostras testadas por impacto Charpy com entalhes na linha de fusão, para todas as condições de reparo.

**Figura 50** - Superfície de fratura da linha de fusão reparo 0R.



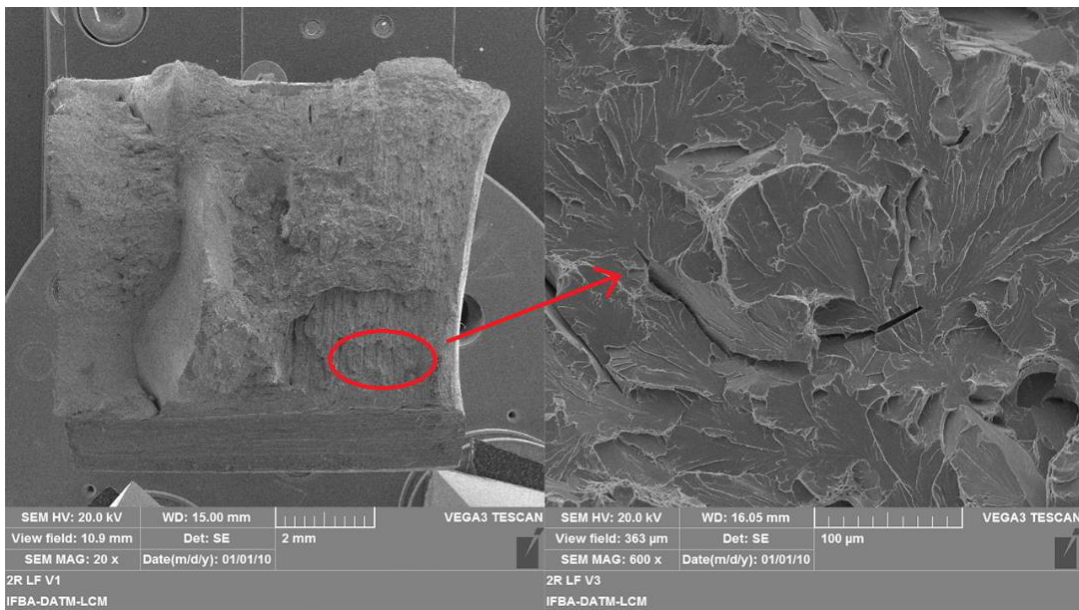
Fonte: Autor (2023).

**Figura 51** - Superfície de fratura da linha de fusão reparo 1R.



Fonte: Autor (2023).

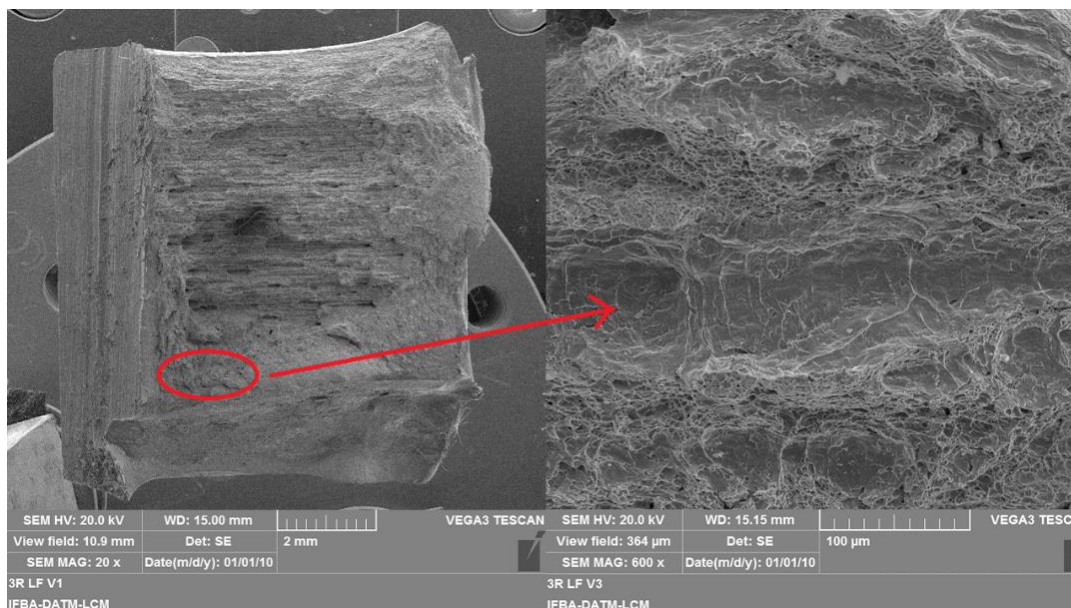
**Figura 52** - Superfície de fratura da linha de fusão reparo 2R.



Fonte: Autor (2023).



**Figura 53** - Superfície de fratura da linha de fusão reparo 3R.



Fonte: Autor (2023).

Quando amostras são testadas por impacto na linha de fusão, o aspecto misto de fratura dúctil e frágil pode ser observado, em função de envolver as regiões recristalizadas do metal de solda multipasse e os grãos grosseiros da ZTA adjacente (BORBA, 2019).

Na Figura 50, a microscopia da linha de fusão para amostra na condição como soldado (0R) revela uma maior proporção de cavidades (*dimples*) e pequenos volumes com facetas de clivagem, em destaque. A maior quantidade de dimples, provavelmente associados à maior proporção de metal de solda, pode ser a causa do maior valor médio de tenacidade observado para estas amostras.

Já com a realização do primeiro reparo (condição 1R), verificou-se uma queda no valor médio de tenacidade, em torno de 9% comparado à condição como soldada (0R). Conforme pode ser observado na Figura 51, verificou-se um aspecto de fratura predominante frágil, com um pequeno volume de dimples, em destaque.

No modo de fratura frágil, as falhas tendem a se propagar rapidamente através do material, sem absorver muita energia, resultando em um padrão de superfície de fratura plana e lisa, com degraus marcados. Os múltiplos degraus, evidentes na imagem da Figura 51, se estendem ao longo da superfície de fratura e são formados

por falhas que se propagam rapidamente no material, sem a formação de fibras ou filamentos.

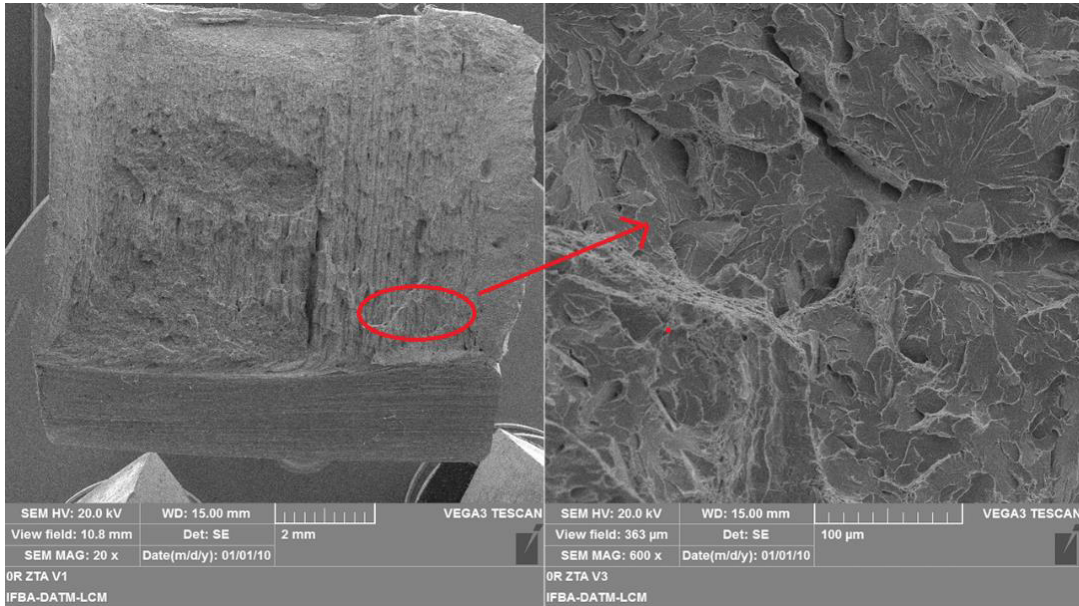
Por outro lado, na fratura dúctil, a fratura é precedida por intensa deformação plástica, quando há então absorção de energia, resultando na formação de fibras ao longo da superfície de fratura. Esse processo pode evitar ou retardar a propagação de falhas no material e o resultado observado é uma superfície de fratura fibrosa, com um padrão de superfície irregular e sem degraus (RIBEIRO, 2015).

Com a realização do segundo reparo, o valor médio da tenacidade caiu cerca de 12% comparada à condição como soldado (OR). Ao se observar a superfície de fratura, na imagem exibida na Figura 52, percebe-se que esta queda nos valores de resistência ao impacto está associada a uma maior proporção de fratura com aspecto frágil, como evidenciam as facetas de clivagem, em destaque.

Já a diferença nos valores de tenacidade ao impacto observada entre as amostras nas condições como soldado e após a realização dos três reparos foi de apenas 1,8%. Ao observar a superfície de fratura desta amostra, na imagem exibida na Figura 53, percebe-se um aspecto predominantemente fibroso, que indica que a deformação plástica precedeu a fratura.

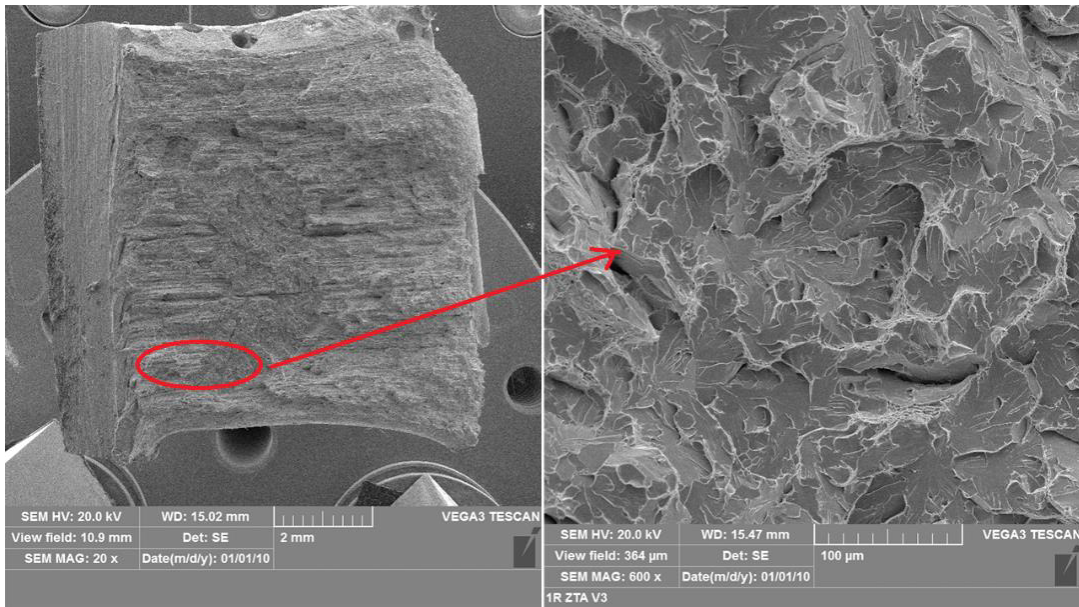
As Figuras 54-57 mostram respectivamente as superfícies de fratura das amostras testadas por impacto Charpy com entalhes na ZTA, para todas as condições de reparo.

**Figura 54 - Superfície de fratura da ZTA reparo 0R.**



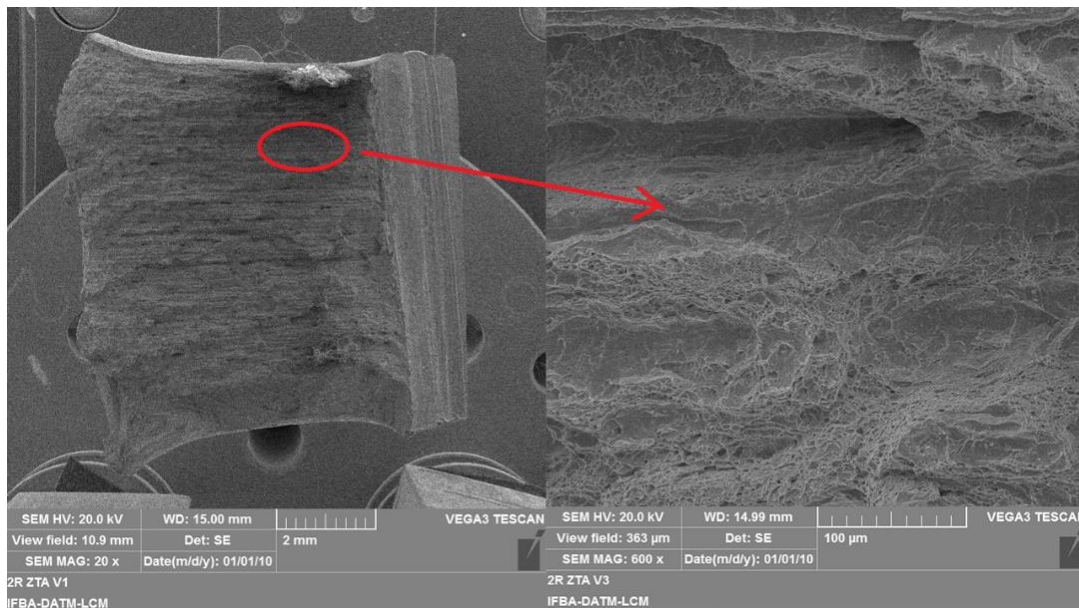
Fonte: Autor (2023).

**Figura 55 - Superfície de fratura da ZTA reparo 1R.**



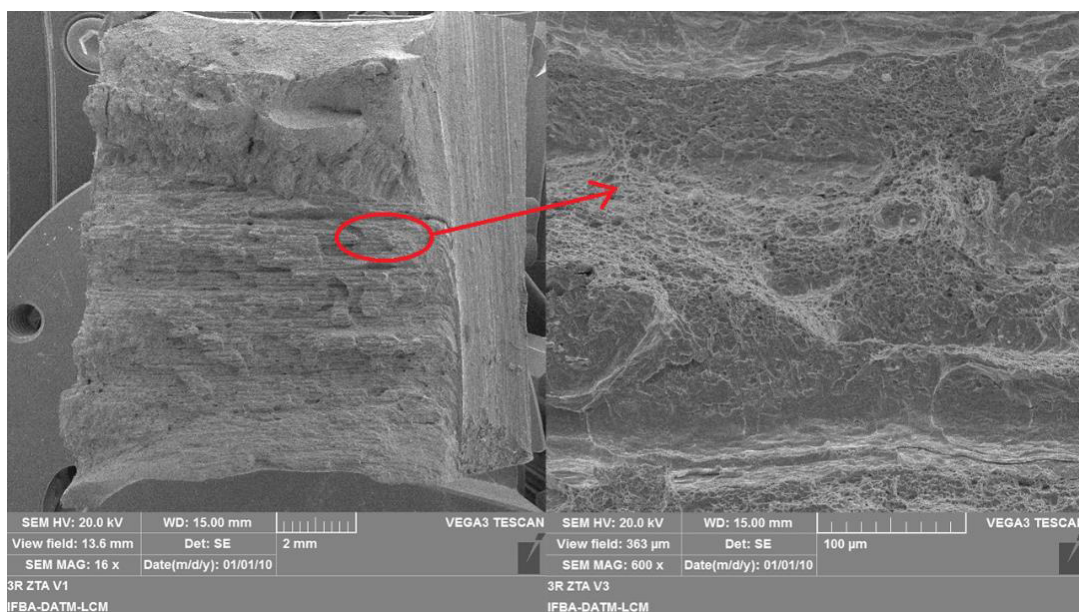
Fonte: Autor (2023).

**Figura 56** - Superfície de fratura da ZTA reparo 2R.



Fonte: Autor (2023).

**Figura 57** - Superfície de fratura da ZTA reparo 3R.



Fonte: Autor (2023).

Na ZTA, o menor valor de tenacidade foi observado para a condição como soldado (0R). Conforme pode ser observado na microscopia eletrônica de varredura, exibida na Figura 54, a predominância de um aspecto plano na superfície de fratura,

com uma maior proporção de facetas de clivagem, corrobora a queda no valor médio de tenacidade observada para estas amostras.

Com a realização do primeiro reparo (condição 1R) a tenacidade aumentou 22%, comparada à condição com soldado (0R). Como é possível observar na imagem exibida na Figura 55, o aspecto fibroso, característico de deformação plástica, precedendo a fratura é predominante, com um pequeno volume de facetas de clivagem, em destaque. A maior proporção de fratura dúctil está de acordo com o maior valor de tenacidade alcançado.

Embora com valores acima da condição como soldado, a queda nos valores de tenacidade, observada nas amostras com 2 e 3 reparos é evidenciada pelo aspecto misto de fratura, exibidas nas imagens das Figuras 56 e 57 respectivamente.

## **CAPÍTULO 5**

### **5 CONCLUSÕES**

O estudo da influência dos múltiplos reparos de solda sobre o comportamento mecânico e microestrutural de juntas soldadas do aço ASTM A131 AH36 mostrou que a quantidade desses procedimentos pode afetar a integridade estrutural das embarcações.

Os reparos de solda promoveram uma tendência de redução das propriedades mecânicas da junta soldada, sobretudo da dureza e da tenacidade ao impacto. A diluição e a reintrodução de calor na ZTA, associadas às transformações microestruturais foram os principais motivos atribuídos. O calor introduzido de forma sequencial após os três reparos aumentou a largura da ZTA, em cerca de 24% e o diâmetro médio do grão em cerca de 18,1% em relação à condição como soldado. Apenas com o primeiro reparo, a resistência à tração demonstrou estar em conformidade com a norma API 1104 (2021), com o valor desta propriedade inferior a 5% daquela obtida para o metal de base.

As lacunas encontradas nas normas técnicas, quanto ao limite de reparos em juntas soldadas de aços, aplicados em construções navais, demonstram a necessidade de mais estudos relacionados ao tema. Ao entender como os reparos afetam a durabilidade e a vida útil das uniões, será possível estabelecer, com estudos futuros, diretrizes e recomendações para o planejamento da manutenção e substituição. Isso pode resultar em uma gestão mais eficiente dos custos de manutenção, evitando reparos excessivos ou desnecessários.

## **CAPÍTULO 6**

### **6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Com base nos resultados obtidos no presente trabalho, sugere-se:

Verificar a influência de cada condição de reparo sobre os níveis das tensões residuais da junta soldada;

Comparar os resultados obtidos no presente trabalho com os reparos de solda produzidos pelos processos de soldagem ao arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW) e MIG (GMAW);

Avaliar através de técnica ultrassônica, a influência dos reparos sobre a condição da solda e ZTA;

Avaliar a influência da realização de reparos sucessivos de soldagem parciais sobre as propriedades mecânicas e microestruturais da junta soldada;

Avaliar a influência dos sucessivos reparos de solda sobre a tenacidade à fratura, através de ensaios CTOD.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABSON, D.J.; DUNCAN, A.; PARGETER, R. J. **Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals**. IIW, DOC. IX-1533-88, IXJ - 123-87, Revision 2, June, 1988.

AGHAALI, Iman *et al.* The effect of repeated repair welding on mechanical and corrosion properties of stainless steel 316L. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 54, p. 331-341, 2014.

AHMAD, Z. *et al.* Effect of multiple repair welding on mechanical performance and corrosion resistance of quenched and tempered 30CrMnSiA steel. **Journal Of The Brazilian Society Of Mechanical Sciences And Engineering**, v. 39, n. 4, p. 1233-1243, 2016.

ALBUQUERQUE, M. C. S. **Avaliação das propriedades mecânicas de uma junta soldada de uma tubulação de aço API 5L-X60 utilizada em exploração de petróleo**. 1999. 157 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro de Ciência e Tecnologia, Universidade Federal da Paraíba, Campina Grande, 1999.

ALBUQUERQUE, Maria Clea Soares de. **Comportamento a fadiga de juntas soldadas de tubulações marítimas tratadas pela técnica TIG DRESSING**. 2004. 213 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia de Processos, Universidade Federal da Paraíba, Campina Grande, 2004.

ALÉ, R.M.; JORGE, J.C.F.; REBELLO, J.M.A. Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga: parte III: Zac. **Soldagem & Materiais, Arquivo Técnico**. vol.1, 1992.

ALMEIDA, J. G. **Análise da influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de juntas soldadas de aços ARBL**. 2014. 230 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2014.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 1104**: Welding of pipelines and related facilities, 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASME BPV IX**: Seção VIII Divisão I, Rules for Construction of Pressure Vessel, American Society of Mechanical Engineers, 2019.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370**: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2019.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-112**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-23**: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2007.



AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-3**: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimen, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-384**: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials, 2017.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A5.18/A5.28M**: Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding, 2005.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS D1.1/D1.1M:2020**: Structural Welding Code, 2020.

ANDRADE, T. C. *et al.* Microestrutura de uma Solda Dissimilar entre o Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S e o Aço Inoxidável Austenítico AISI 304L Soldado pelo Processo FSW. **Soldagem & Inspeção**, v. 20, 2015.

ANDRITSOS F., PRAT J.P. **The automation and integration of production processes in shipbuilding**. European commission - Joint research center. 2000.

ARAÚJO, Filipe de Almeida *et al.* Análise da soldagem multipasse utilizando delineamento experimental na manutenção de aço ASTM A131 Grau A. **Matéria (Rio de Janeiro)**. V. 27, 2022.

ASTM. **A131/A131M**: Standard Specification for Structural Steel for Ships. West Conshohocken: ASTM, 2019.

BHADESHIA, H.K.D.H., HONEYCOMBRE, R.W.K. **Steel: microstructure and properties**. 3. ed. Cambridge, Elsevier LTD, 2006.

BORBA, T. M. D. *et al.* Avaliação da Soldabilidade do Aço Naval EH36 TMCP Soldado por Arco Submerso com Elevado Aporte de Calor. **Soldagem & Inspeção**, v. 20, p. 92-104, 2015.

BORBA, T. M. D. **Avaliação do efeito de diferentes aportes de calor na microestrutura e tenacidade da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor de aço TMCP**. 2019. 131 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019.

BRZIAK, P. *et al.* Repair Welding of SQV2A Pressure Vessel Steel by Temper Bead Techniques Without Post Welding Heat Treatment. **Archives Of Metallurgy And Materials**, v. 56, n. 2, 2011.

CAMPOS NETO, C. A. S. *et al.* **Ressurgimento da indústria naval no Brasil: 2000-2013**. Brasília: Ipea, 2014.

CHEN, Zhihao *et al.* Thermo-mechanical analysis of the repair welding residual stress of AISI 316L pipeline for ECA. **International Journal Of Pressure Vessels And Piping**, v. 194, p. 104469, 2021.

CONTRERAS, A. *et al.* The Influence of Multiple Welding Repairs of Pipelines in Residual Stress Assessment Related to Stress Corrosion Cracking. **British Journal Of Applied Science & Technology**, v. 6, n. 6, p. 621-634, 2015.

COZZA, L. M. *et al.* Escolha das Energias de Soldagem para Aplicação na Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço ASTM 131 Grau AH 36. **Soldagem & Inspeção**, v. 24, 2019.

DAI, Peiyuan *et al.* FEM analysis of residual stress induced by repair welding in SUS304 stainless steel pipe butt-welded joint. **Journal Of Manufacturing Processes**, v. 58, p. 975-983, 2020.

DENISA, M. *et al.* Examination of fatigue life of HSLA Domex 700 MC welded joints. **Transportation Research Procedia**, v. 55, p. 533-537, 2021.

DIVYA, M. *et al.* Dilution effects on weld metal microstructure and liquation cracking susceptibility of 304B4 SS joined using E309 electrode. **Journal Of Manufacturing Processes**, V. 34, 2018.

DITTER, J. *et al.* Mechanical properties of repair welded joints for automobile body structures. **Welding In The World**, v. 63, n. 2, p. 237-247, 2018.

DONG, P. *et al.* Analysis of residual stresses at weld repairs. **International Journal Of Pressure Vessels And Piping**, v. 82, n. 4, p. 258-269, 2005.

EASTERLING, Kenneth. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2. ed. Londres: Elsevier, 2013.

EEMUA. **Construction Specification for Fixed Offshore Structures in the North Sea**: publication 158. Reino Unido: Hyperion Books, 1994.

EYRES D.J. **Ship Construction**. Butterworth Heinemann, 7th Edition, 2012.

FAR, A.R. H. *et al.* The effect of increasing Cu and Ni on a significant enhancement of mechanical properties of high strength low alloy, low carbon steels of HSLA-100 type. **Materials Science And Engineering**, v. 746, p. 384-393, 2019.

FRANCOIS, D. State of the art resume on significance of local brittle zones. **Welding Research Abroad**, v. 45, p. 36-41, 2009.

GUO, Y.H. *et al.* Microstructure and Mechanical Properties of Heat-Affected Zone of Repeated Welding AISI 304N Austenitic Stainless Steel by Gleeble Simulator. **Metals**, v. 8, n. 10, p. 773, 2018.

HANNING, Fabian *et al.* Effect of homogenisation heat treatments on secondary phases and repair welding behaviour. **Welding In The World**, v. 64, 2020.

HOLANDA, Gabriel B. *et al.* Uma nova abordagem para a medição da diluição de soldagem, baseada nos pontos de inflexão de um Contorno Ativo. **Matéria**, v. 24, 2019.

IMAI, S. Recent progress and future trends for shipbuilding steel. **Welding International**, v. 22, n. 11, p. 755-761, 2008.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 9016**: Destructive tests on welds in metallic materials — Impact tests — Test specimen location, notch orientation and examination, 2012.

IPEN. **Instituto pan-americano de engenharia naval**. Disponível em: <http://www.ipen.org.br/>. Acesso em: 09 out. 2021.

JIANG, W. *et al.* Residual stresses evolution during strip clad welding, post welding heat treatment and repair welding for a large pressure vessel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping: International Journal of Pressure Vessels and Piping**, vol.189, 2021.

JORGE, J. C. Ferreira *et al.* Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Juntas Soldadas pelo Processo a Arco Submerso com Elevado Aporte Térmico. **Soldagem & Inspeção**. V. 20, 2015.

KIK, Tomasz *et al.* Numerical Verification of Tests on the Influence of the Imposed Thermal Cycles on the Structure and Properties of the S700MC Heat-Affected Zone. **Metals**, v. 10, 2020.

LEDERMUELLER, C. *et al.* Microalloying effects of Mo versus Cr in HSLA steels with ultrafine-grained ferrite microstructures. **Materials & Design**, v. 185, 2020.

LI, S. *et al.* Effect of repair welding on microstructure and mechanical properties of 7N01 aluminum alloy MIG welded joint. **Journal Of Manufacturing Processes**, v. 54, p. 80-88, 2020.

LI, Liangbi *et al.* Effects of welding residual stresses on the vibration fatigue life of a ship's shock absorption support. **Ocean Engineering**. V.170, 2018.

LIN, Chun-Ming *et al.* Effect of repeated weld-repairs on microstructure, texture, impact properties and corrosion properties of AISI 304L stainless steel. **Engineering Failure Analysis**, v. 21, p. 9-20, 2012.

LIU, Peng *et al.* Effect of Repeated Weld Repairs on Microstructure and Mechanical Properties of Heat-Affected Zone in CA6NM Stainless Steel. **Advances In Materials Science And Engineering**. V.2022, 2022.

LOMOZIK, M. Effect of the Welding Thermal Cycles on the Structural Changes in the Heat Affected Zone and on Its Properties in Joints Welded in Low-alloy Steels. **Welding International**, v 14, n. 11, p. 8-13, 2000.

MAAMACHE, B. *et al.* Mechanical and Metallurgical Characterization of HSLA X70 Welded Pipeline Steel Subjected to Successive Repairs. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 29, n. 6, p. 568-576, 2016.

MACHADO, I. Novos paradigmas para especificação de juntas soldadas. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, 2012.

MARINHA. **Sociedades Classificadoras e Entidades Certificadoras**. 2022. Disponível em: <https://www.marinha.mil.br/dpc/sociedades-classificadoras>. Acesso em: 29 mar. 2022.

MARINHO, C. **Influência da preparação de juntas soldadas pelo processo arame tubular na microestrutura e resistência mecânica do aço naval ASTM A131 - A**. 2020. 133 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Amazonas, Manaus, 2020.

MAULIDDIN, D. *et al.* The effect of repeated welding cycles on the properties of 25cr super duplex stainless steel by automatic orbital tig welding. (2015). **ARNP Journal of Engineering and Applied Sciences**, v. 11, 2016

MOATTARI, M. *et al.* Effects of residual stresses induced by repair welding on the fracture toughness of Ni-based IN939 alloy. **Theoretical And Applied Fracture Mechanics**, v. 108, 2020.

MODENESI, P.J. **Apostila de Metalurgia da Soldagem**. UFMG, 2006.

MODENESI, P.J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. Belo Horizonte: UFMG, 2012.

MODENESI, P. J. *et al.* **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 4. ed. Belo Horizonte: Elsevier, 2016.

NISHIOKA, K.; ICHIKAWA, K. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization. **Science And Technology Of Advanced Materials**, v. 13, 2012.

OFFSHORE STANDARD. **DNV-OS-F101**: Submarine pipeline systems, 2017.

ORTIZ N. J. **Trajetórias tecnológicas no segmento offshore**, Ambiente e oportunidades. Revista de economia contemporânea. V 12, 2008.

PETROBRÁS. **N -113**: Soldagem. Rio de Janeiro, 2012.

PIKUIA, J. *et al.* The influence of manual metal arc multiple repair welding of long operated waterwall on the structure and hardness of the heat affected zone of welded joints. **Archives Of Metallurgy And Materials**, v. 62, n. 1, p. 327-333, 2017.

PINHÃO, C. M. M. *et al.* ESTALEIRO DE REPARO E MANUTENÇÃO NAVAL. **BNDES Setorial**. Rio de Janeiro, p. 67-107, 2019.

RIBEIRO, A. C. N. *et al.* Evaluation of AH36 microalloyed steel welded joint by submerged arc welding process with one and two wires. **Materials Research**, v. 19, p. 143-152, 2016.

RIBEIRO, A. C. N. **Avaliação da soldagem do aço naval AH 36 microligado soldado pelo processo arco submerso com um e dois arames**. 2015. 170 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2015.

SCHULZE, G. **Die Metallurgie des Schweißens – Eisenwerkstoffe und Nichteisenmetallische Werkstoffe**. Londres: Springer, ed.4, 2010.

SHANMUGAM, S. *et al.* Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel. **Materials Science And Engineering: A**, v.441, p. 215-229, 2006.

SHOJAATI, M. *et al.* The heat affected zone of X20Cr13 martensitic stainless steel after multiple repair welding: Microstructure and mechanical properties assessment. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, vol.188, 2020.

SILVA, M. L. **Avaliação da tenacidade à fratura do metal de base e linha de fusão de juntas soldadas de aço DH-36 nas temperaturas de -20°C e -40°C**. 2013. 174 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2013.

SILVA, R. C.; GHENO, S. M. Caracterização mecânica e estrutural do aço ASTM A131 classe DH36 em comparação com aço ASTM A36 utilizado para projetos estruturais. **Sitefa - Simpósio de Tecnologia da Fatec Sertãozinho**, v. 1, p. 153-168, 2018.

SILVA, R. F. **Caracterização da zona termicamente afetada de aço produzido via resfriamento acelerado**. 2010. 214 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, 2010.

SILVA, M. **Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80**. 2009. 134 f. Dissertação (Mestrado), São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2009.

SINAVAL. **Sindicato nacional da indústria da construção e reparação naval e offshore**. Disponível em: <http://sinaval.org.br/>. Acesso:15 out. 2021.

SU, Yunhai et al. Effect of Reversed Austenite on Mechanical Properties of ZG06Cr13Ni4Mo Repair Welded Joint. **Coatings**. V. 12, 2021.

THE WELDING INSTITUTE. **Introductory Notes on Metallography of Welds in C-Mn Steels**. The Welding Institute, Reino Unido, p. 36, 1984.

THEWLIS G., **Classification and quantification of microstructures in steels**. Materials Science and Technology, Vol.20. 2004.

VAIKAR, Sameera J. *et al.* Effect of weld microstructure on the tensile properties and impact toughness of the naval, marine-grade steel weld joints. **Journal Of Materials Research And Technology**. V. 19, 2022.

VEGA, O.e. *et al.* Effect of multiple repairs in girth welds of pipelines on the mechanical properties. **Materials Characterization**, v. 59, n. 10, p. 1498-1507, 2008.

WANG, Jiangchao. Dimensional precision controlling on out-of-plane welding distortion of major structures in fabrication of ultra large container ship with 20000TEU. **Ocean Engineering**. V.199, 2020.

WANG, Jian *et al.* Investigation of prior austenite grain and delta ferrite in CLAM welded joints after different diffusion annealing processes. **Fusion Engineering And Design**. V. 15, 2020.

WINARTO, W. *et al.* Mechanical Properties and Microstructure of the Repeated Weld-Repairs of Austenitic Stainless Steel Plates. **Matec Web Of Conferences**. V. 269, 2019.

YADAV, Prikshit *et al.* Effect of input parameters on weld bead geometry and weld dilution for weld surfacing of flux cored 308L stainless steel on low carbon steel. **Materials Today: Proceedings**, V. 62, 2022.

ZEINODDINI, M. *et al.* Repair welding influence on offshore pipelines residual stress fields: an experimental study. **Journal Of Constructional Steel Research**, v. 86, p. 31-41, 2013.

ZHANG, Shutong *et al.* Investigating the impact of weld dilution and local mismatch on the low-cycle fatigue failure of Alloy 182 dissimilar weld transition under intermediate isothermal condition. **Engineering Failure Analysis**, v. 146, 2023.