

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Mestrado Acadêmico em Engenharia Mecânica

**MARCOS FERNANDO DA SILVA JUNIOR**

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO DO AÇO ASTM  
131AH36 SUBMETIDO A MULTIPASSES DE DEPOSIÇÃO  
POR SOLDAGEM SMAW E CRIOGENIA**

Rio Grande, RS

Agosto de 2019

**MARCOS FERNANDO DA SILVA JUNIOR**

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO DO AÇO ASTM 131AH36  
SUBMETIDO A MULTIPASSES DE DEPOSIÇÃO POR SOLDAGEM SMAW E  
CRIOGENIA**

Dissertação apresentado ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande- FURG, como requisito parcial para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Mecânica.

Área de Concentração:  
Engenharia de Fabricação

Orientador:  
Professor Dr. Jorge Luis Braz Medeiros

Coorientador:  
Professor Dr. José de Souza

Coordenador:  
Professor Dr. Luciano Volcanoglo Biehl

RIO GRANDE/ RS

2019

## **Ficha Catalográfica**

Dedico este trabalho a minha família, em especial aos meus pais e minha esposa Yasmin, por sempre estarem comigo nos momentos difíceis que passei durante esta etapa.

## AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, não posso deixar de agradecer ao meu orientador e amigo, Professor Dr Jorge Luiz Braz Medeiros, por toda a paciência, empenho e sentido prático com que sempre me orientou.

Agradeço ao professor Dr. Luciano Volcanoglo Biehl, Coordenador do Programa de Mestrado em Engenharia Mecânica (Furg) pelo empenho e dedicação ao programa.

Agradeço aos amigos no PPG que pude conviver durante essa trajetória.

Agradeço meus professores e amigos Msc. João José Reinbrecht Braga, Dr. Alan Carlos Bueno da Rocha pela contribuição na seleção ao mestrado com as respectivas cartas de referências.

A minha esposa Yasmin Pereira Rosa, pelo apoio dado em todos os momentos de angustia, por todas as horas de companhia, por me entender com um simples olhar, pela compreensão nos momentos em que nem eu mesmo me compreendia, por ter suportado todas as minhas reclamações e chatices ao longo desses anos.

Agradeço à minha família e amigos pelo apoio incondicional que me deram, especialmente aos meus pais, estes sempre compreenderam que as eventuais dificuldades seriam recompensadas por melhores momentos no futuro.

Lembranças boas fizeram com que eu não desistisse vó (in memorian).

Todo esforço se torna inútil se você não acreditar no seu melhor, o que sou e onde estou, devo a todos que acreditaram em mim, a vocês meu muito obrigado.

## RESUMO

Empregado na construção de cascos em plataformas de petróleo, o aço ASTM A131 Grau AH36 pode apresentar problemas na integralidade estrutural devido as perdas das propriedades mecânicas ocasionadas pelos ciclos térmicos da soldagem. Neste intuito é importante conhecer a microestrutura do material e como a mesma pode se comportar durante este processo. Um dos aspectos tecnológicos de grande importância na área de soldagem refere-se a metalurgia da soldagem na Zona de fusão (Z.F.) e Zona termicamente afetada (ZTA). Estas regiões podem ser influenciadas por fatores como tensões residuais a partir de origens térmica, presença de microestruturas indesejadas, nucleação de trincas e anisotropias. Este trabalho justifica-se pela possibilidade do desenvolvimento de parâmetros que podem minimizar os efeitos das taxas de resfriamento, utilizando-se o calor armazenado no cordão de solda, como efeito de um “alto” revenimento desta região. Como o material base, caracteriza-se como sendo capaz de ancorar crescimento de grão, existe a associação com a melhora na tenacidade da região soldada. Objetivou-se neste trabalho realizar um estudo sobre o comportamento metalúrgico do aço ASTM 131 AH36 microligado, após aplicação de múltiplos passes de deposição por soldagem utilizando o processo SMAW e criogenia. Para isso foi preciso a obtenção das características químicas e físicas do metal base, foram determinados alguns parâmetros para posterior etapa. Preparação dos corpos de prova, esta etapa inclui o corte e usinagens dos corpos de prova que seguiu as características geométricas específicas de acordo com as normas. Soldagem dos corpos de provas, esta etapa consistiu em soldar os CP em condições paramétricas, ponteamto, passe de raiz, passe de enchimento, passe de cobertura, passe de acabamento. Análise após soldagem, nesta etapa foi retirada três amostras de cada corpo de prova, destes, três foi encaminhado para tratamento criogênico, realizados ensaios metalográficos e mecânicos nos perfis enfoco (ZTA). Por fim, foi feita uma comparação e avaliação do comportamento do material através dos resultados obtidos nas etapas anteriores.

Palavras-chave: soldagem; AH36; microestrutura, multipasses, criogenia.

## ABSTRACT

Used in the construction of oil rig hulls, ASTM A131 Grade AH36 steel can present structural integrity problems due to the loss of mechanical properties caused by the thermal cycling of welding. In this sense it is important to know the microstructure of the material and how it can behave during this process. One of the most important technological aspects in the welding area refers to the welding metallurgy in the Melting Zone (Z.F.) and Thermally Affected Zone (ZTA). These regions can be influenced by factors such as residual stresses from thermal sources, presence of unwanted microstructures, crack nucleation and anisotropy. This work is justified by the possibility of developing parameters that can minimize the effects of cooling rates, using the heat stored in the weld bead, as an effect of "high" tempering of this region. As the base material is characterized as being able to anchor grain growth, there is an association with the improved toughness of the welded region. The objective of this work was to conduct a study on the metallurgical behavior of microalloyed ASTM 131 AH36 steel after application of multiple welding deposition passes using the SMAW process and cryogenics. For this it was necessary to obtain the chemical and physical characteristics of the base metal, some parameters were determined for later stage. Specimen preparation, this step includes cutting and machining specimens that followed the specific geometric characteristics according to the standards. Welding the specimens, this step consisted of welding the PLCs under parametric conditions, puncturing, root pass, fill pass, cover pass, finishing pass. Analysis after welding, in this stage three samples were taken from each specimen, of these, three were sent for cryogenic treatment, metallographic and mechanical tests in the focus profiles (ZTA). Finally, a comparison and evaluation of the material behavior was made through the results obtained in the previous steps.

Keywords: welding; AH36; microstructure, multipasses, cryogenics.

BANCA EXAMINADORA

---

Dr. Jorge Luis Braz Medeiros (Furg)

---

Dr. Luciano Volcanoglo Biehl (Furg)

---

Dr. José de Souza (Liberato Salzano Viana)

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>16</b>
<b>2. JUSTIFICATIVA .....</b>	<b>17</b>
<b>3. OBJETIVOS.....</b>	<b>18</b>
3.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	18
<b>4. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA .....</b>	<b>19</b>
<b>4.1 AÇOS ARBL.....</b>	<b>19</b>
4.1.1 Controle de propriedades de aço ARBL .....	20
4.1.2 Mecanismos de refino em ferrita.....	20
4.1.3 Fabricação de aço ARBL.....	21
4.1.4 Composições e elementos de liga.....	21
<b>4.2 SOLDAGEM COM TECNOLOGIAS AVANÇADAS.....</b>	<b>24</b>
4.2.1 GMAW .....	25
4.2.2 GTAW .....	27
4.2.3 PAW .....	29
4.2.4 SMAW.....	31
<b>4.3 SOLDABILIDADE .....</b>	<b>32</b>
4.3.1 Controle da ZTA e Propriedades de Metal Soldado .....	33
4.3.2 ZTA.....	33
4.3.3 Instituto Internacional de Soldagem (IIW).....	34
4.3.4 Efeitos dos elementos de liga em ARBL na microestrutura ZTA .....	34
4.3.5 Soldas de único passe (mono passe).....	35
4.3.6 Soldas de múltiplos passes.....	37
4.3.7 Microestrutura ZTA .....	38
<b>4.4 CRIOGENIA .....</b>	<b>39</b>
4.4.1 Criogenia em metal cristalino .....	40
4.4.2 Métodos de produção de temperaturas criogênicas.....	41
4.4.3 Criogenia e suas aplicações.....	42
<b>5. MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>43</b>
5.1 Metal base.....	43
5.1.2 Metal de Adição .....	43

5.1.3 Eletrodo AWS E7018 .....	43
5.1.4 Equipamentos .....	43
<b>5.2 METODOLOGIA .....</b>	<b>45</b>
5.2.1 Caracterização do Metal de Base .....	46
5.2.2 Caracterização dos filetes de solda .....	46
5.2.3 Preparação dos Corpos de Prova .....	46
5.2.4 Preparação das Juntas .....	47
5.2.5 Técnicas de contenção para evitar distorções .....	47
5.2.6 Procedimento de soldagem .....	48
5.2.7 Parâmetro de soldagem .....	49
5.2.8 Soldagem da junta com multipasses .....	50
5.2.9 Microdureza na soldagem .....	51
Caracterização macroestrutural .....	51
5.2.10 Caracterização Metalúrgica .....	52
5.2.11 Tratamentos térmicos aplicados nas amostras .....	52
5.2.12 Tratamento criogênico .....	53
<b>6. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>54</b>
6.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE .....	54
6.1.1 Análise Microestrutural .....	54
6.2. GABARITO DE CONTENÇÃO .....	57
6.2.1 SOLDAGEM DA JUNTA .....	57
6.2.2 Monopasse contra raiz .....	59
6.2.3 Macrografia ZF, ZTA, MB, sem tratamento criogênico .....	60
6.1.3 Micrografia da Zona Fundida (ZF) dos corpos de prova sem e com tratamento criogênico .....	61
6.1.4 Micrografia Zona Termicamente Afetada (ZTA) dos corpos de provas sem e com tratamento criogênico .....	62
6.1.5 Microdureza nas amostras com e sem tratamento criogênico .....	65
<b>7. CONCLUSÕES .....</b>	<b>74</b>
<b>8. TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>75</b>
<b>9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>76</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 Soldagem por Eletrodo Revestido [23].	31
Figura 2 Estrutura de solda e regiões de ZTA em um único passe de solda em aço.	37
Figura 3 Sobreposição de ZTA para formar zonas fragilizadas localizadas alinhadas ao longo da linha de fusão.	38
Figura 4 Fluxograma da metodologia adotada no trabalho Fonte: Autoria própria.	45
Figura 5 Representação esquemática dos corpos de prova.	47
Figura 6 Técnicas de contenção para evitar distorções.	48
Figura 7 Soldagem com multipasses.	50
Figura 8 Esquema para ensaio de microdureza Vickers.	51
Figura 9 Croqui de Corte.	52
Figura 10 Armazenamento de amostras em canisters em nitrogênio líquido – HC.	53
Figura 11 Caracterização da microestrutura do metal base (MB).	54
Figura 12 Micrografia com aumento de 20X do aço ASTM A-131M utilizado como metal de base para confecção das amostras. Ataque Nital 3%.	55
Figura 13 Micrografia com aumento de 200X do aço ASTM A131M utilizado como metal de base para confecção dos corpos de prova. Ataque Nital 3%.	55
Figura 14 Técnica de contenção.	57
Figura 15 Aspectos visuais dos cordões de solda SMAW.	58
Figura 16 Aspectos da contra raiz.	59
Figura 17 Macro e micrografia da região ZF a MB.	60
Figura 18 Micrografia com aumento de 100X da zona fundida do corpo de prova.	61
Figura 19 Micrografia com aumento de 100X da zona fundida do corpo de prova com criogenia. Ataque Nital 3%.	62
Figura 20 Micrografia com aumento de 100X da ZTA do corpo de prova sem tratamento criogênico. Ataque Nital 3%.	63
Figura 21 FMicrografia com aumento de 50X da ZTA do corpo de prova com tratamento criogênico. Ataque Nital 3%.	63
Figura 22 Micrografia com aumento de 20X da ZTA-GF do corpo de prova sem tratamento criogênico. Ataque Nital 3%.	64
Figura 23 Micrografia com aumento de 20X da ZTA-IC do corpo de prova com tratamento criogênico. Ataque Nital 3%.	65
Figura 24 Macro ilustração de endentação da microdureza.	66
Figura 25 Microdureza região(S), (ZF), (ZTA), (MB)com tratamento criogênico.	67
Figura 26 Microdureza região(C), (ZF), (ZTA), (MB)com tratamento criogênico.	68
Figura 27 Microdureza região(I),(ZF),(ZTA),(MB)com tratamento criogênico.	69
Figura 28 Microdureza região(S), (ZF), (ZTA), (MB) sem tratamento criogênico.	70
Figura 29 Microdureza região(C), (ZF), (ZTA), (MB) sem tratamento criogênico.	71
Figura 30 Microdureza região(I), (ZF), (ZTA), (MB) sem tratamento criogênico.	72

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Parâmetros típicos de soldagem de arco de metal a gás (1G) .....	27
Tabela 2 Parâmetros típicos de soldagem por arco de tungstênio de gás manual (1G) .....	29
Tabela 3 Parâmetros típicos de soldagem com eletrodo revestido (1G).....	32
Tabela 4 Constituintes do metal .....	34
Tabela 5 Características metal de adição. [42,43] .....	43
Tabela 6 Parâmetros utilizados na soldagem. Fonte: Autoria própria. ....	49
Tabela 7 Variação da energia de soldagem por passe. Fonte: Autoria própria. ....	49
Tabela 8 composição química. Fonte: Autoria própria. ....	56
Tabela 9 Medições de microdureza da região superior da amostra.....	67
Tabela 10 Medições de microdureza da região central da amostra.....	68
Tabela 11 Medições de microdureza da região inferior da amostra. ....	69
Tabela 12 Medições de microdureza da região superior da amostra.....	70
Tabela 13 Medições de microdureza da região central da amostra.....	71
Tabela 14 Medições de microdureza da região inferior da amostra. ....	72

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIMBOLOS

**MIG/MAG** Metal Inert Gas/Metal Active Gas

**ZAC-Gf** Zona termicamente afetada pelo calor com granulação fina

**kJ/mm** Kilojoules por milimetro

**HV** Microdureza em Vickers

**FCAW** Flux-cored Arc Welding

**MT** martensíticas temperadas

**A** Ampere

**ZGG** zona de grão grosseiro

**ZGF** zona de grão fino

**ZI** zona intercrítica

**ZS** zona subcrítica

**ARBL** Aço de alta resistência e baixa liga

**ZTA-IC** Zona termicamente afetada pelo calor intercritica.

**HSLA** High Strenght Low Alloy

**F-P** ferrita-perlita

**V** Volts

**mm/s** Milímetros por segundo

**ASTM** American Standard for Testing and Materials

**SMAW** Shielded Metal Arc Welding

**TTPS** Tratamento Térmico Pós Soldagem

**ZTA** Zona termicamente afetada pelo calor

**GMAW** Gas Metal Arc Welding

**µm** Micrometro

**ZE** Zona endurecida

**ZNE** Zona não endurecida

**DCEP** corrente contínua com eletrodo no polo positivo.

**SAW** Submerged Arc Welding

**Mm** Milímetros

**cm/min** Centímetros por minuto

**FA** Ferrita acicular

**MA** Martensita-austenita

**°C** Graus Celsius

**ZTA-GG** Zona termicamente afetada pelo calor com granulação grossa

**TMCP** Thermo-mechanical controlled processing

**TTAT** Tratamento térmico para alívio de tensões

**min** Minutos

**CIA** centro integrado de analise

**Ceq** Carbono equivalente

**h** Horas.

**ZF** Zona de fusão



## 1. INTRODUÇÃO

O SMAW é bem conhecido por sua versatilidade porque pode ser usado em todas as posições de soldagem e em situações de soldagem de produção e reparação. É um dos processos de soldagem mais simples em termos de requisitos de equipamentos e pode ser operado facilmente em locais remotos. No entanto, é estritamente um processo de soldagem manual que geralmente requer um alto nível de habilidade de soldador.

Este processo é um dos processos mais empregados na fabricação de componentes metálicos. É fundamentalmente uma fusão de dois ou mais pedaços de metais pela aplicação de calor e às vezes pressão. Assim, soldagem envolve uma ampla gama de variáveis científicas, como tempo, temperatura, eletrodo, potência e velocidade de soldagem.

A fim de desenvolver métodos de soldagem para evitar a retificação de estruturas devido a tensões residuais induzidas pela soldagem, hoje as qualificadoras e certificadoras estabeleceram normas não apenas sobre métodos de soldagem, mas também sobre os padrões de eletrodos a serem usados para cada tipo de junta, embora adotando todos os parâmetros e métodos recomendados pelas qualificadoras, falhas catastróficas podem vir a ocorrer por outros fatores. Apesar de promover melhorias nas propriedades mecânicas pesquisas sobre tratamentos criogênicos são escassas, havendo poucas informações sobre as alterações na estrutura e nas propriedades mecânicas dos aços quando submetidos a esse tratamento.

## **2. JUSTIFICATIVA**

Um dos aspectos tecnológicos de grande importância na área de soldagem refere-se a metalurgia da soldagem na Zona de fusão (Z.F.) e Zona termicamente afetada (ZTA). Estas regiões podem ser influenciadas por fatores como tensões residuais a partir de origens térmica, presença de microestruturas indesejadas, nucleação de trincas e anisotropias. Este trabalho justifica-se pela possibilidade do desenvolvimento de parâmetros que podem minimizar os efeitos das taxas de resfriamento, utilizando-se o calor armazenado no cordão de solda, como efeito de um “alto” revenimento desta região. Como o material base, caracteriza-se como sendo capaz de ancorar crescimento de grão, existe a associação com a melhora na tenacidade da região soldada.

### **3. OBJETIVOS**

O objetivo desta pesquisa é realizar um estudo sobre o comportamento metalúrgico do aço ASTM 131 AH36 microligado, após aplicação de múltiplos passes de deposição por soldagem utilizando o processo eletrodo revestido (E.R).

#### **3.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

- Caracterizar as microestruturas presentes no metal de base, na ZTA e na ZF;
- Verificar as características metalúrgicas em mono passes de soldagem;
- Avaliar a influência das microestruturas nas propriedades mecânicas da junta soldada.

## **4. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA**

### **4.1 AÇOS ARBL**

Na década de 1960, os aços de chapa disponíveis para aplicações estruturais eram aços laminados a quente em C-Mn-Si com microestruturas de ferrita-perlita (F-P) ou aços com baixas ligas temperadas com microestruturas martensíticas temperadas (MT). Os aços F-P apresentaram resistência à elasticidade na ordem de 413,7 MPa, enquanto os aços (MT) apresentaram resistência ao escoamento em excesso de 561,6 MPa. Tanto nos aços F-P quanto nos MT, a força do aço é derivada do teor de carbono. Infelizmente, enquanto o conteúdo de carbono é efetivo na emissão de força, ele também é responsável por propriedades de soldabilidade e soldagem mais baixas [1].

O aço utilizado em aplicações de construção é classificado em diferentes categorias, com base em composição química, propriedades de tração e processo de fabricação como aço carbono, aços de baixa liga de alta resistência (ARBL), aço carbono tratado termicamente e aço de liga de construção tratado termicamente [2].

Uma das aplicações mais importantes dos aços ARBL é o sistema de linhas de tubulação, que é o método mais eficaz de transporte de material de petróleo e gás. As tendências recentes na tecnologia de linha de tubulação são para o aumento do uso de espessura de parede mais pesada e maior diâmetro para aumentar a capacidade das tubulações usando pressão de operação mais alta. Ao mesmo tempo, o desenvolvimento de petróleo e gás natural nas áreas do Ártico e no exterior resultou em exigências de propriedade para aços de tubos de linha, estas exigências incluem maior resistência e maior tenacidade.

Além disso, a melhoria das propriedades mecânicas não deve prejudicar a solubilidade e a resistência à degradação ambiental de aços de tubos. Isso requer o controle criterioso de todos os mecanismos de fortalecimento possíveis, pois eles têm diferentes influências sobre a resistência e a soldabilidade.

O fortalecimento atualmente utilizado nos aços ARBL é o fortalecimento da solução sólida, a subestrutura de deslocamento, o endurecimento das precipitações e o refinamento de grãos [3].

A consideração da capacidade de soldagem coloca um limite superior nos conteúdos de carbono e de ligas devido à sua influência nos produtos de transformação durante o resfriamento. Além disso, o fortalecimento da solução sólida (exceto Mn, Ni e possivelmente Mo), subestrutura de deslocamento e endurecimento por precipitação aumentam a força em detrimento da dureza. Somente o refinamento de grãos melhora a força e a dureza [4].

#### **4.1.1 Controle de propriedades de aço ARBL**

A maioria dos aços ARBL são fornecidos na condição de laminagem a quente com microestrutura ferrítica-perlítica. As exceções são os aços laminados controlados com uma microestrutura de ferrita acicular e os aços de dupla fase com martensita dispersa em uma matriz de ferrita poligonal. Esses dois tipos de aços ARBL usam a formação de estruturas eutéticas para o fortalecimento, enquanto os aços ferríticos-perlíticos ARBL geralmente exigem o fortalecimento da ferrita.

A perlita é geralmente um agente de fortalecimento indesejável em aços estruturais porque reduz a resistência ao impacto e requer maiores níveis de carbono. Além disso, a resistência ao escoamento não é afetada por conter um maior teor de perlita [4].

#### **4.1.2 Mecanismos de refino em ferrita**

A ferrita nos aços ARBL é tipicamente mais resistente pelo refinamento de grãos, pelo endurecimento por precipitação e, em menor grau, pelo fortalecimento da solução sólida. O refinamento de grãos é o mecanismo de endurecimento mais desejável porque melhora não só a resistência, mas também a dureza.

O refinamento do grão é influenciado pelos efeitos complexos dos métodos de design e processamento de liga. Por exemplo, os vários métodos de refinamento de grãos utilizados nas três fases diferentes de laminagem a quente (isto é, reaquecimento, laminação a quente e resfriamento) incluem a adição de titânio ou alumínio para retardar o crescimento de grãos austeníticos quando o aço é reaquecido para uma deformação a quente ou tratamento térmico subsequente [5].

A laminação controlada de aços microligados para condicionar a austenita para que ele se transforme em ferrita fina. O uso de adições de liga e / ou taxas de resfriamento mais rápidas para baixar a temperatura de transformação de austenita para ferrita [5].

#### **4.1.3 Fabricação de aço ARBL**

As operações precisas de produção de aço também são essenciais no controle das propriedades e da química dos aços ARBL. Os níveis de propriedade ótimos dependem de fatores como o controle de elementos importantes de liga e a redução de impurezas e inclusões não metálicas.

Os desenvolvimentos na fabricação de aço secundário, como dessulfurização, desgaseificação a vácuo e revestimento de argônio, permitiram um melhor controle da química do aço e o uso efetivo de elementos microligantes. Limites de composição para as marcas de aço ARBL descritas nas especificações ASTM, o uso de equipamentos de desgaseificação a vácuo permite a produção de aços livre de elementos intersticiais [6].

#### **4.1.4 Composições e elementos de liga**

As composições químicas para os aços ARBL são especificadas pelos padrões ASTM. A principal função dos elementos de liga nestes aços ARBL de ferrita-perlita, além da resistência à corrosão, é o fortalecimento da ferrita por refinamento de grãos, fortalecimento de precipitação e fortalecimento da solução sólida. O fortalecimento da solução sólida está intimamente relacionado aos conteúdos de liga, enquanto o fortalecimento do grão e o fortalecimento da precipitação dependem dos efeitos complexos da liga e do tratamento termomecânico [17].

Os elementos de liga também são selecionados para influenciar as temperaturas de transformação, de modo que a transformação da austenita em ferrita e perlita ocorra a uma temperatura mais baixa durante o resfriamento do ar. Essa redução da temperatura de transformação produz um produto de transformação de grão fino, que é uma fonte importante de fortalecimento. Nos baixos níveis de carbono típicos dos aços ARBL, elementos como o silício, o cobre, o níquel e o fósforo são particularmente efetivos para produzir perlita fina. Elementos como manganês e cromo, que estão presentes tanto na

cementita quanto na ferrita, também fortalecem a ferrita pelo fortalecimento da solução sólida em proporção à quantidade, dissolvida na ferrita.

Na presença de elementos de liga, o teor de carbono máximo prático em que os aços ARBL podem ser utilizados na condição de refrigeração é de aproximadamente 0,20%. Níveis mais elevados de carbono tendem a formar martensita ou bainita na microestrutura de aços laminados, embora alguns dos aços de baixa liga de alta resistência tenham um teor de carbono que se aproximem de 0,30%.

A resistência requerida é desenvolvida pelo efeito combinado de tamanho de grão fino desenvolvido durante o corte a quente controlado e reforçado por elementos microligantes, especialmente o nióbio [18].

As adições de nitrogênio aos aços de alta resistência contendo vanádio são limitadas a 0,005% e tornaram-se comercialmente importantes porque tais adições aumentam o endurecimento por precipitação. A precipitação de nitreto de vanádio em aços de vanádio e nitrogênio também melhora o refinamento de grãos, porque possui uma menor solubilidade na austenita do que o carboneto de vanádio [19].

O manganês é o principal elemento de fortalecimento em aços estruturais de alto teor de carbono e estruturais. Funciona principalmente como um reforço suave de solução sólida em ferrita, mas também proporciona uma diminuição acentuada da temperatura de transformação austenita-ferrita. Além disso, o manganês pode melhorar o fortalecimento da precipitação de aços de vanádio e, em menor grau, aços de nióbio [20].

Uma das aplicações mais importantes do silício é a sua utilização como desoxidante em aço fundido. O silício tem um efeito de fortalecimento em aços estruturais de baixa liga. Em quantidades maiores, aumenta a resistência ao dimensionamento em temperaturas elevadas. O silício tem um efeito significativo sobre o aprimoramento da força de aderência pelo fortalecimento da solução sólida e é amplamente utilizado em aços ARBL para estruturas rebitadas ou aparafusadas.

O cobre em níveis superiores a 0,50% também aumenta a resistência dos aços de baixo e médio carbono em virtude do fortalecimento da ferrita, que é acompanhado de pequenas diminuições de ductilidade. O cobre pode ser retido em solução sólida, mesmo com a taxa de arrefecimento lento obtida quando as grandes seções são normalizadas, mas é precipitado quando o aço é reaquescido a cerca de 510 a 605 ° C (950 a 1125 ° F). Com cerca de 1% de cobre, a resistência ao escoamento é aumentada em cerca de 70 a 140 MPa, independentemente dos efeitos de outros elementos de liga. O cobre em quantidades até 0,75% é considerado como tendo apenas efeitos adversos menores na dureza ou soldabilidade do entalhe. O endurecimento por precipitação de cobre dá ao aço a capacidade de ser formada extensivamente e depois a precipitação endurecida como uma forma complexa ou montagem soldada [7].

A resistência à corrosão atmosférica do aço é aumentada sensivelmente pela adição de fósforo, e quando pequenas quantidades de cobre estão presentes no aço, o efeito do fósforo é grandemente aprimorado. Quando tanto o fósforo quanto o cobre estão presentes, há um maior efeito benéfico sobre a resistência à corrosão do que a soma dos efeitos dos elementos individuais.

O cromo é frequentemente adicionado com cobre para obter uma melhor resistência à corrosão atmosférica. Já o níquel é frequentemente adicionado a aços de cobre para minimizar a falta de calor [8] [9].

O molibdênio nos aços ARBL laminados a quente é usado principalmente para melhorar a endurecibilidade quando são desejados produtos de transformação que não sejam de ferrita. O molibdênio (0,15 a 0,30%) em aços microligados também aumenta a solubilidade do nióbio na austenita, aumentando assim a precipitação de NbC (N) na ferrita. Isso aumenta o efeito de fortalecimento da precipitação de NbC (N) [10].

O alumínio é amplamente utilizado como desoxidante e foi o primeiro elemento utilizado para controlar o crescimento de grãos de austenita durante o reaquescimento. Durante o rolamento controlado, o nióbio e o titânio são refinadores de grãos mais efetivos do que o alumínio.

O vanádio fortalece os aços ARBL tanto por precipitação que endurece a ferrita quanto pela refinação do tamanho do grão de ferrita. A precipitação de carbonitreto de vanádio em ferrita pode desenvolver um aumento significativo de dureza que depende não apenas do processo de laminagem utilizado, mas também da composição da base. Os teores de carbono acima de 0,13 a 0,15% e o teor de manganês de 1% ou mais aumenta o endurecimento por precipitação, particularmente quando o teor de nitrogênio é pelo menos 0,01%.

O titânio é único entre os elementos comuns de liga, na medida em que fornece reforço de precipitação e controle de formas de sulfureto. Pequenas quantidades de titânio (<0,025%) também são úteis na limitação do crescimento de grãos de austenita. No entanto, é útil apenas em aços totalmente acalmado (desoxidados de alumínio) por causa de seus fortes efeitos desoxidantes, a versatilidade do titânio é limitada porque as variações de oxigênio, nitrogênio e enxofre afetam a contribuição do titânio sob a forma de carboneto [11].

O zircônio também pode ser adicionado para aços de baixa liga de alta resistência para melhorar as características de inclusão, particularmente no caso de inclusões de sulfetos, para as quais alterações na forma de inclusão melhoram a ductilidade na flexão transversal [12].

O boro não tem efeito sobre a resistência do aço laminado a quente normal, mas pode melhorar consideravelmente a capacidade de endurecimento quando produto de transformação, como a ferrita acicular, são desejados em chapas laminadas a quente com baixo teor de carbono. O tratamento com cálcio é preferido para controle de formas de inclusão de sulfetos[12].

## **4.2 SOLDAGEM COM TECNOLOGIAS AVANÇADAS**

A soldagem pode traçar seu desenvolvimento histórico de volta aos tempos antigos. Os primeiros exemplos são da Idade do Bronze. Pequenas caixas circulares de ouro foram feitas por juntas de solda de pressão. Estima-se que essas caixas tenham sido feitas há mais de 2000 anos. Durante a Idade do Ferro, os egípcios e pessoas na região do Mediterrâneo Oriental aprenderam a soldar os pedaços de ferro juntos. Foram encontradas muitas ferramentas que foram feitas a aproximadamente 1000 A.C.

Durante a Idade Média, a arte do ferreiro foi desenvolvida e foram produzidos m A soldagem por fricção, que usa velocidade de rotação e pressão de chato para fornecer calor de fricção, foi desenvolvida na antiga União Soviética. É um processo especializado e tem aplicações somente onde um volume suficiente de produtos similares deve ser soldado devido à despesa inicial de equipamentos e ferramentas. Este processo é chamado de soldagem por inércia.

A soldagem a laser é um dos processos mais recentes. O laser foi desenvolvido originalmente no Bell Telephone Laboratories como um dispositivo de comunicação. Devido à enorme concentração de energia em um pequeno espaço, provou ser uma poderosa fonte de calor, sendo assim utilizado para cortar metais e não metais [13].

#### **4.2.1 GMAW**

O processo de soldagem a arco de gás metálico (GMAW / "MIG") utiliza um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de fio consumível e o metal base. O GMAW pode ser implementado como um processo manual, semiautomático ou automático, e a flexibilidade oferecida pelas várias variações do processo é vantajosa em muitas aplicações. GMAW fornece um aumento considerável nas taxas de deposição de metal de solda em comparação com GTAW ou SMAW, e quando implementado como um processo semiautomático, é geralmente necessária uma menor habilidade de soldador. No entanto, o equipamento GMAW é mais complexo, menos portátil e geralmente requer uma frequência maior de manutenção de rotina do que para os processos GTAW e SMAW. O GMAW é o processo mais comum para a soldagem de ligas resistentes à corrosão e para a realização de soldas de seção grossa.

Em GMAW, o mecanismo pelo qual o metal fundido na extremidade do eletrodo de arame é transferido para o metal de base tem um efeito significativo nas características de solda. São possíveis três modos de transferência de metal com GMAW: transferência de curto-circuito, transferência globular e transferência de pulverização. Além disso, há uma variação do modo de transferência de spray chamado spray pulsado [21].

A transferência de curto-circuito ocorre nas menores faixas de corrente e tensão, o que resulta em baixa entrada de calor de solda. É tipicamente usado com fio de enchimento de menor diâmetro e produz um conjunto de solda relativamente pequeno e facilmente controlado que é adequado para soldagem fora de posição e junção de seções finas. No entanto, a baixa entrada de calor torna a transferência de curto-circuito suscetível a defeitos de fusão incompleta (resfriamento), especialmente quando se soldam seções grossas ou durante soldas multipasses.

A transferência globular ocorre em níveis de corrente e tensão mais altos que os curtos-circuitos e é caracterizada por grandes gotas irregulares de metal fundido. O modo de transferência globular pode, teoricamente, ser usado para soldar ligas de níquel, mas raramente é usado porque cria uma penetração inconsistente e um contorno de cordão de solda desigual que promove a formação de defeitos. Uma vez que a força da gravidade é crítica para o desprendimento e transferência de gotas, a transferência globular geralmente é limitada à soldagem de posição plana.

A transferência de pulverização ocorre nos níveis mais altos de corrente e tensão e é caracterizada por um fluxo altamente direcionado de pequenas gotículas de metal. É um processo de entrada de calor elevado com taxas de deposição relativamente altas que são mais eficazes para soldar seções grossas de material. No entanto, é principalmente útil apenas na posição plana, e sua alta entrada de calor promove a soldagem quente e a formação de fases secundárias na microestrutura que podem comprometer o desempenho do serviço.

A polaridade elétrica para GMAW deve ser eletrodo de DCEP (corrente contínua com eletrodo no polo positivo). Os parâmetros típicos para diferentes modos de transferência GMAW são fornecidos na Tabela 1 para soldagem de posição plana. Uma vez que diferentes fontes de energia GMAW variam muito nos sistemas de design, operação e controle, os parâmetros devem ser vistos como uma faixa estimada para obter características de soldagem adequadas com equipamentos de soldagem específicos [14].

Tabela 1 Parâmetros típicos de soldagem de arco de metal a gás (1G)

Diâmetro do fio $\emptyset$		Velocidade de alimentação do fio		Corrente de soldagem	Tensão média do arco	Gás de proteção
polegada	Milímetros	Pol/min	mm/s	Amperes	Volts	-
<b>Modo de transferência de curto-circuito</b>						
0.035	0.9	150-200	63-85	70-90	18-20	75Ar-25He
0.045	1.1	175-225	74-95	100-160	19-22	75Ar-25He
<b>Modo de transferência de pulverização</b>						
0.045	1.1	250-350	106-148	190-250	28-32	100Ar
0.062	1.6	150-250	63-106	250-350	29-33	100Ar
<b>Modo de transferência de pulverização pulsada *</b>						
0.035	0.9	300-450	127-190	75-150 Média.	30-34	75Ar-25He
0.045	1.1	200-350	85-148	100-175 Média.	32-36	75Ar-25He

#### 4.2.2 GTAW

O processo de TIG (Tungsten Inert Gas) é um processo de soldagem de todas as posições muito versátil que é amplamente utilizado para unir as ligas de base de N / Co. No GTAW (Gás Tungsten Arc Welding), o calor para soldagem é gerado a partir de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio não consumível e o metal base. O GTAW pode ser realizado manualmente ou adaptado ao equipamento automático e pode ser usado na produção, bem como reparar situações de soldagem. É um processo que oferece um controle preciso do calor de soldagem e, portanto, é rotineiramente usado para soldar metais finos, e depositar os passes de raízes de soldas de seção mais espessa. A principal desvantagem do processo GTAW é a produtividade, uma vez que as taxas de deposição de metal de solda durante a soldagem manual são baixas [22].

O diâmetro do eletrodo de tungstênio deve ser selecionado de acordo com a espessura da junta de solda e o diâmetro do fio de enchimento. Sugere-se que o eletrodo seja moído para uma forma de cone (ângulo incluído de 30 a 60 graus) com um pequeno plano de 0,040 a 0,060 pol (1,0 a 1,5 mm) no ponto.

O gás de proteção de argônio de soldagem com uma pureza mínima de 99,996% é sugerido para a maioria das situações de soldagem. O hélio ou as misturas de argônio / hélio ou argônio / hidrogênio podem ser vantajosas em certas situações, tais como altas velocidades de marcha, operações de soldagem altamente mecanizadas, para aumentar a penetração da solda.

As taxas de fluxo de gás de proteção são críticas; se muito baixo não proporcionará proteção adequada na solda, enquanto uma taxa muito alta pode aumentar a turbulência e aspirar o ar. Normalmente, as taxas de fluxo de gás de proteção 100% Ar estão na faixa de 20 a 30 pés cúbicos por hora (CFH) (9 a 14 L / min).

A polaridade elétrica para o processo GTAW deve ser DCEN (corrente contínua com eletrodo no polo negativo). Parâmetros GTAW manuais típicos para soldagem de ligas são fornecidos na Tabela 2. Os parâmetros devem ser vistos como valores aproximados que, em última instância, dependem de muitos outros fatores, incluindo a fonte de energia de soldagem específica, a geometria da junção de solda e o nível de habilidade do soldador.

Assim, sugere-se que os parâmetros sejam utilizados como orientação para o desenvolvimento de um processo de soldagem específico. É sugerido um fio de enchimento de menor diâmetro para depositar as passagens das raízes. Uma fonte de energia equipada com controles de inicialização, pré-purga / pós-purga e alta inclinação / down-down (ou pedal) é altamente recomendável.

A velocidade de avanço da solda tem uma influência significativa na qualidade das soldas N/Co, e geralmente é menor do que para o carbono e o aço inoxidável. A velocidade de avanço sugerida para GTAW manual é de 4 a 6 polegadas por minuto (in/min) / 100 a 150 mm / min [14].

Tabela 2 Parâmetros típicos de soldagem por arco de tungstênio de gás manual (1G)

Espessura das juntas		Diâmetro do eletrodo de tungstênio		Diâmetro do fio de enchimento		Corrente de soldagem	Voltagem do arco
Dentro	Milímetros	Dentro	Milímetros	Dentro	Milímetros	A	V
0,030-0,062	0,8-1,6	0,062	1.6	0,062	1.6	15-75	9-15
0.062-0.125	1.6-3.2	0,062 / 0,093	1.6 / 2.4	0,062 / 0,093	1.6 / 2.4	50-125	9-15
0.125-0.250	3.2-6.4	0,093 / 0,125	2.4 / 3.2	0,093 / 0,125	2.4 / 3.2	100-175	12-18
> 0,250	> 6.4	0,093 / 0,125	2.4 / 3.2	0,093 / 0,125	2.4 / 3.2	125-200	12-18

#### 4.2.3 PAW

O processo de soldagem a arco de plasma (PAW) é um processo protegido por gás que utiliza um arco estrangulado entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça de trabalho. O arco transferido possui alta densidade de energia e velocidade do jato de plasma. Dois modos de operação distintos são possíveis, designados como modo de fusão e modo de buraco da fechadura. O modo de fusão utiliza uma corrente de soldagem mais baixa e gera um conjunto de solda semelhante ao formado em GTAW, pelo que uma parte do material da peça sob o arco é derretida. No modo de corte de fechadura, é utilizada uma corrente de soldagem mais alta para que o arco penetre completamente no material da peça de trabalho, para formar um furo concêntrico através da espessura da junta.

O metal de solda fundido solidifica atrás do orifício da fechadura enquanto a tocha atravessa a peça de trabalho. A proteção do conjunto de solda é fornecida pelo gás de plasma ionizado que é emitido a partir do orifício da tocha, que é suplementado por uma fonte auxiliar de gás de proteção. O processo PAW pode ser utilizado com ou sem adição de metal de enchimento.

Uma vez que o arco estrangulado de PAW permite uma maior profundidade de fusão em comparação com o GTAW, a PAW é potencialmente vantajosa para a soldagem autógena (isto é, sem o uso de metal de enchimento)

de material N/Co na faixa de espessura de aproximadamente 0,125 a 0,3 pol. (3,2 a 7,6 mm).

Em comparação, o metal de enchimento é normalmente requerido para GTAW de material superior a cerca de 0,125 polegadas (3,2 mm) de espessura. As juntas de solda de ranhura quadrada podem ser utilizadas até uma espessura de aproximadamente 0,3 polegada (7,6 mm). Embora seja possível soldar uma ampla gama de espessuras com PAW, melhores resultados geralmente podem ser alcançados com outros processos de soldagem para espessuras fora da faixa de 0.125 a 0.3 polegadas (3.2 a 7.6 mm). Para espessuras de juntas superiores a 0,3 pol. (7,6 mm), a soldagem autônoma de ferrolho pode ser utilizada para a primeira passagem, seguida de PAW sem fechadura (com fusão) com metal de enchimento.

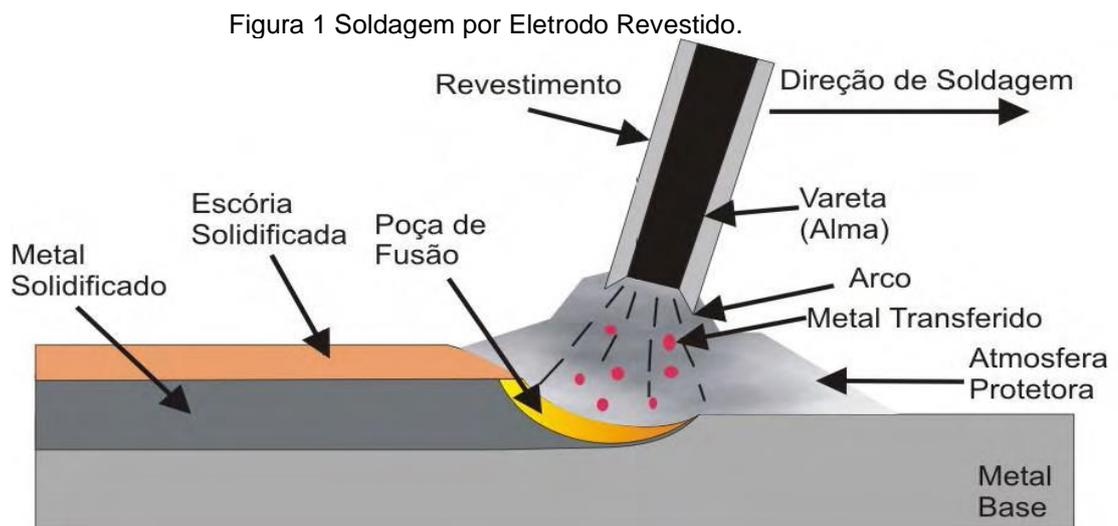
A polaridade elétrica para o processo PAW deve ser DCEN (corrente contínua com eletrodo no polo negativo). Deve ser conseguido um equilíbrio adequado entre a corrente de soldagem, o fluxo de gás e a velocidade de deslocamento para proporcionar uma soldagem consistente no orifício de fechadura. Um buraco instável pode resultar em turbulência na poça da solda. As misturas de argônio-hidrogênio são normalmente utilizadas para o gás de orifício e o gás de proteção. O gás de orifício tem um forte efeito na profundidade de penetração e no perfil. Pequenas quantidades de hidrogênio (~ 5%) são tipicamente suficientes para aumentar a energia do arco para a soldagem autônoma de ferrão, e quantidades mais elevadas podem levar à porosidade no metal soldado. Para maiores espessuras de juntas, o fluxo de gás de orifício aumentado e a elevação da corrente de soldagem podem ser necessários para iniciar o buraco da fechadura. Para preencher a cavidade do orifício de fechadura no final da solda, pode ser necessário um fluxo de gás de orifício diminuído e uma inclinação descendente da corrente de soldagem.

Maiores velocidades de deslocamento exigem maiores correntes de soldagem para obter solda de fechadura. Velocidades de avanço excessivas podem produzir rebaixamento, que é uma ranhura fundida no metal base adjacente ao punho de solda ou a raiz de solda e à esquerda sem preenchimento por solda de metal. A tocha de soldagem deve ser mantida essencialmente

perpendicular ao metal de base nas direções longitudinal e transversal e mantida na linha central da junta de solda. Mesmo um ligeiro desvio desta condição pode causar defeitos incompletos de fusão no metal soldado. Que é um sulco fundido no metal de base adjacente ao punho de solda ou à raiz de solda e à esquerda sem preenchimento por solda de metal [36] [37] [38].

#### 4.2.4 SMAW

A Soldagem a arco com Eletrodos Revestidos (Shielded Metal Arc Welding - SMAW) gera um arco entre um eletrodo consumível revestido por fluxo no metal base. O SMAW é bem conhecido por sua versatilidade porque pode ser usado em todas as posições de soldagem e em situações de soldagem de produção e reparação. É um dos processos de soldagem mais simples em termos de requisitos de equipamentos e pode ser operado facilmente em locais remotos.



Fonte: [23].

No entanto, é estritamente um processo de soldagem manual que geralmente requer um alto nível de habilidade de soldador. Além disso, normalmente é restrito à espessura do material maior que aproximadamente 0,062 pol (1,6 mm) [23].

O eletrodo revestido é submetido a um número de ensaios de qualificação para determinar a capacidade de utilização do eletrodo, a composição química do depósito de solda, e a solidez e propriedades mecânicas

do metal de solda. Os eletrodos revestidos são geralmente formulados para produzir um depósito de solda com uma composição química que corresponde ao do metal base correspondente. As formulações de revestimento são geralmente classificadas como ligeiramente básicas para ligeiramente ácidas, dependendo da liga particular.

Antes da sua utilização, os eletrodos revestidos devem permanecer selados em um recipiente à prova de humidade. Após a abertura do recipiente, todos os eletrodos revestidos devem ser armazenados em um forno de armazenamento de eletrodos. Recomenda-se que o forno de armazenamento de eletrodos seja mantido a 250 a 400°F (121 a 204°C). Se os eletrodos revestidos estiverem expostos a uma atmosfera descontrolada, eles podem ser recondicionados por aquecimento em um forno a 600 a 700°F (316 a 371°C) por 2 a 3 horas.

Os parâmetros SMAW típicos são apresentados na Tabela 3 para soldagem de posição 1G (plana). Enquanto os eletrodos revestidos são classificados como AC / DC, em quase todas as situações, a polaridade elétrica deve ser eletrodo de DCEP (corrente contínua com eletrodo no polo positivo). Para a máxima estabilidade e controle do arco do conjunto fundido, é importante manter um curto comprimento de arco. O eletrodo é geralmente dirigido de volta para a poça de fusão (soldagem de revés) com um ângulo de arrasto de cerca de 20 ° a 40 ° [14].

Tabela 3 Parâmetros típicos de soldagem com eletrodo revestido (1G)

<b>Diâmetro do eletrodo</b>		<b>Voltagem do arco</b>	<b>Corrente de soldagem</b>
<b>Dentro(mm)</b>	<b>(mm)</b>	<b>V</b>	<b>A</b>
0.093	2.4	22-25	45-75
0.125	3.2	22-25	75-110
0.156	4.0	23-26	110-150
0.187	4.7	24-27	150-180

### 4.3 SOLDABILIDADE

Existem vários fatores que controlam a soldabilidade do carbono (C) e os aços de baixa liga na soldagem a arco elétrico. Parâmetros operacionais, ciclos térmicos e fatores metalúrgicos que afetam as transformações do metal

de solda e a susceptibilidade à fissura a quente e a frio são alguns dos fatores que influenciaram a soldabilidade dos aços. Existem também alguns testes comuns que determinam a soldabilidade do aço [15] [26].

Os aços de baixa ligas representam um grande número de aços que diferem em composição química, resistência, tratamento térmico, resistência à corrosão e soldabilidade. Estes aços podem ser classificados como aços simples de C, aços de baixa liga de alta resistência (HSLA), aços temperados e, aços de baixa liga termelétrica (HTLA) e aços pré-revestidos. Para entender a soldabilidade dos aços, é necessário ter conhecimento sobre as várias regiões de solda [15].

#### **4.3.1 Controle da ZTA e Propriedades de Metal Soldado**

Existem muitos fatores que controlam as propriedades do metal soldado e da zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) durante a soldagem de aço carbono (C) e aços de baixa liga. O metal de solda e ZTA são frequentemente referidos como soldas de aço. Os processos de soldagem, consumíveis de soldagem e parâmetros de soldagem também influenciam essas propriedades. As propriedades das soldas de aço também são influenciadas pelas atmosferas corrosivas e pelo carregamento cíclico a que frequentemente estão sendo submetidos [15].

#### **4.3.2 ZTA**

Durante a seleção de aços, as características da ZTA são mais importantes que o metal soldado (MB). Isso ocorre já que as propriedades metalúrgicas e mecânicas do ZTA estão diretamente ligadas ao aço selecionado. No entanto, essas propriedades podem ser ajustadas por parâmetros de soldagem e pós-tratamento de soldagem. Também os problemas de soldagem e metalurgia relacionados com as características da ZTA são mais difíceis de enfrentar do que os conectados com o metal soldado. As questões de soldagem que geralmente ocorrem no metal de solda podem ser superadas com frequência alterando o eletrodo de soldagem e / ou outros consumíveis de soldagem. Em comparação, as dificuldades com o ZTA podem ser resolvidas apenas alterando o aço base, que geralmente é uma medida muito dispendiosa, ou alterando a entrada de calor [27] [28].

A equação mais utilizada para carbono equivalente (CE) que também está sendo utilizada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) é a seguinte:

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

#### 4.3.3 Instituto Internacional de Soldagem (IIW)

Instituto responsável por desenvolver um sistema de classificação para os constituintes do metal depositado na zona fundida. Os constituintes mais comuns podem ser classificados como mostra a Tabela 4

Tabela 4 Constituintes do metal

<b>Categoria principal do constituinte</b>	<b>Subcategoria do constituinte</b>	<b>Abreviação</b>
Ferrita primária		PF
	Ferrita de contorno de grão	PF(G)
	Ferrita intragranular	PF(I)
Ferrita com segunda fase		FS
	Ferrita com segunda fase não-alinhada	FS(NA)
	Ferrita com segunda fase alinhada	FS(A)
	Placas laterais de ferrita (side plates)	FS(SP)
	Bainita	FS(B)
	Bainita superior	FS(UB)
	Bainita inferior	FS(LB)
	Ferrita acicular	AF
Agregado ferrita carboneto		FC
Perlita		FC(P)
Martensita		
	Martensita em ripas	M(L)
	Martensita maclada	M

#### 4.3.4 Efeitos dos elementos de liga em ARBL na microestrutura ZTA

Os efeitos dos principais elementos de liga em aço de baixa ligas na microestrutura ZTA e dureza indicam que o carbono tem um papel muito importante na dureza geral dos aços soldados. Isso pode ser claramente visto pelo seu papel nas equações CE e Pcm. Um aumento no nível de carbono suporta a formação de produtos de transformação de baixa temperatura, como

a bainita e a martensita, e leva a uma redução significativa da resistência à divisão da ZTA [34] [35].

O manganês (Mn), além do endurecimento em solução sólida, reduz a temperatura de transformação da austenita para a ferrita, ao mesmo tempo que proporciona efeitos de fortalecimento pelo refinamento de grãos. No entanto, o nível de Mn deve ser limitado para minimizar a segregação de solidificação e a banda microestrutural.

O cromo (Cr) é um elemento de fortalecimento da solução sólida e de carboneto. Aumenta a dureza do aço e melhora a oxidação e a resistência à corrosão. A adição de Cr é favorável nos casos em que a precipitação de carbonetos de Cr suprime a formação de placas laterais de ferrita através de um efeito de fixação.

Considera-se que o níquel (Ni) tem um efeito benéfico na transformação de aço, semelhante ao de Mn, ao baixar a temperatura de transformação da austenita. A adição de Ni também melhora a dureza, além de proporcionar um efeito de endurecimento de solução sólida.

Vanádio (V) e nióbio (Nb) são adicionados em pequenas quantidades em aços de baixa liga para obter as propriedades mecânicas desejadas. Ao formar V e Nb retardam a recristalização e o crescimento de grãos da austenita durante o rolamento e a normalização. Durante a soldagem por fusão, particularmente com alta entrada de calor, V e Nb se dissolvem na ZTA com temperaturas máximas superiores a 1100 graus C e re-precipitam durante um resfriamento mais lento. A reprecipitação de V e Nb enfraquece a dureza da ZTA.

O titânio (Ti), sob a forma de nitreto de titânio estável, impede o engrossamento do grão de austenita anterior em regiões próximas do limite de fusão de solda [34] [35].

#### **4.3.5 Soldas de único passe (mono passe)**

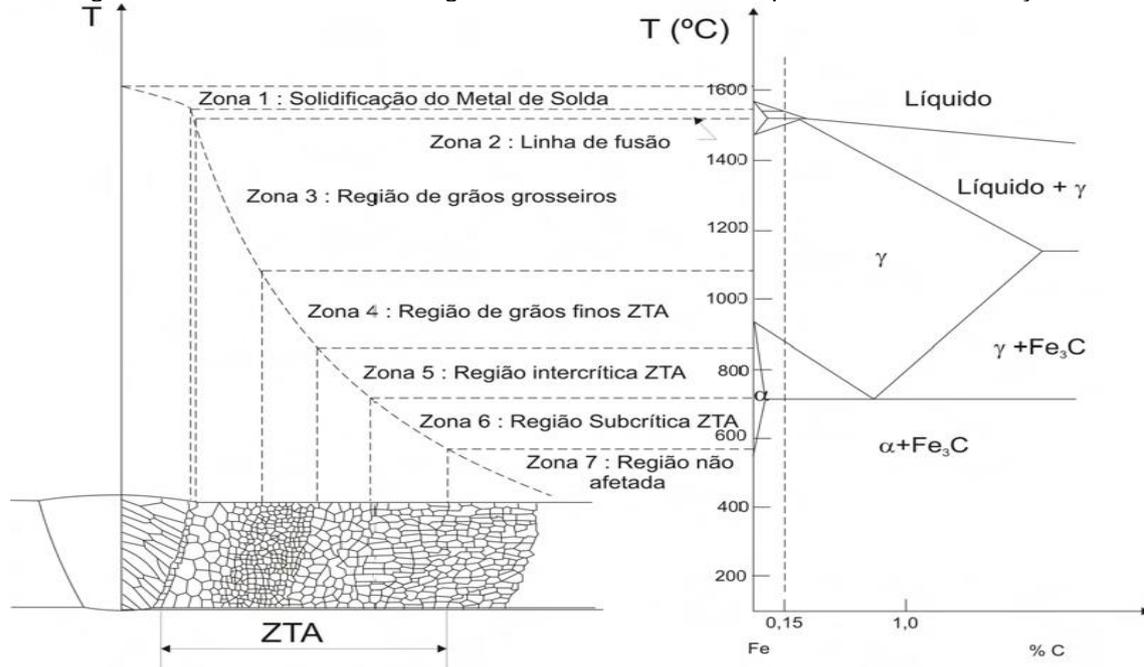
No caso de uma solda de único passe, a soldagem geralmente é dividida em duas regiões principais, ou seja, (1º) a zona de fusão (ZF), e (2º) a zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) como mostrado na Figura 2. Dentro da fusão a temperatura do pico excede o ponto de fusão do aço de base e a

composição química do metal de solda depende da escolha dos consumíveis de soldagem, do índice de diluição do aço base e das condições de operação. Sob condições de resfriamento rápido e solidificação do metal de solda, elementos de liga e impureza segregam extensivamente o centro das regiões interdendríticas ou intercelulares e as partes centrais da solda, resultando em homogeneidades químicas locais significativas. Portanto, o comportamento de transformação do metal de solda pode ser bem diferente do aço base, mesmo quando a composição química em massa não é significativamente alterada pelo processo de soldagem. A natureza anisotrópica típica da soldadura solidificada e da estrutura também é mostrada na Figura 2.

A composição química permanece praticamente inalterada na região ZTA, uma vez que a temperatura mais alta permanece abaixo do ponto de fusão do aço base. Contudo, mudanças estruturais consideráveis ocorrem dentro da região ZTA durante a soldagem como resultado dos ciclos térmicos extremamente graves. O material imediatamente adjacente à zona de fusão é aquecido na faixa de temperatura austenítica. Os precipitados da micro liga que se desenvolveram nos estágios anteriores de transformação são geralmente dissolvidos e o desprendimento dos limites de grãos de austenita ocorre com um crescimento substancial dos grãos, formando o grão grosseiro na região ZTA.

O tamanho médio dos grãos de austenita, que é uma função da maior temperatura alcançada, diminui com o aumento da distância da zona de fusão. A taxa de resfriamento também varia de ponto a ponto na região ZTA. Ele aumenta com o aumento da temperatura mais alta em constante entrada de calor e diminui com o aumento da entrada de calor a temperatura constante mais alta. Devido às condições térmicas variáveis em função da distância da linha de fusão, a região ZTA é essencialmente composta por zona de grão grosseiro (ZGG), zona de grão fino (ZGF), zona intercrítica (ZI) e zona subcrítica (ZS). As várias regiões de ZTA de uma solda de extremidade de aço carbono baixa liga de único passe são mostradas na Figura 2 [41].

Figura 2 Estrutura de solda e regiões de ZTA em um único passe de solda em aço.

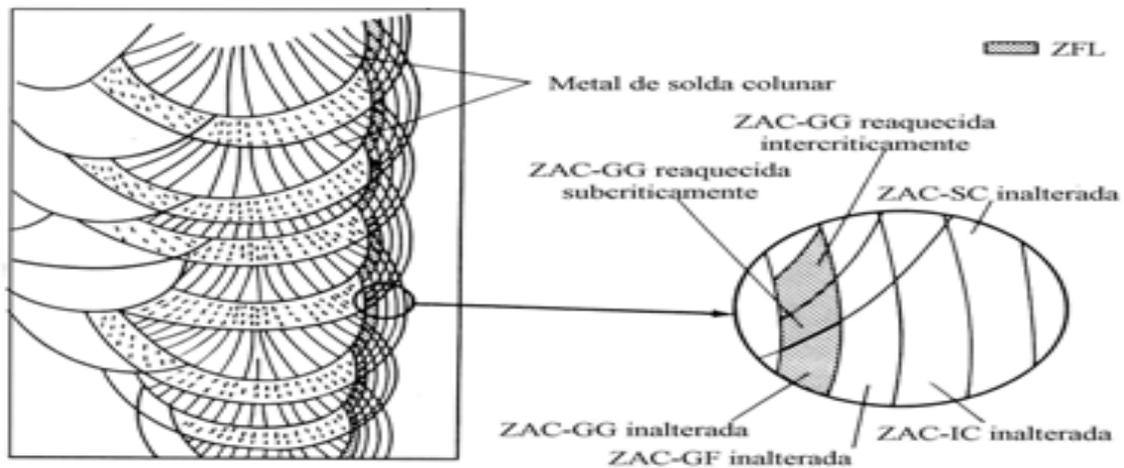


Fonte: [41].

#### 4.3.6 Soldas de múltiplos passes

A situação nas soldas de múltiplos passes é mais complexa por causa da presença de zonas reaquecidas dentro da zona de fusão, como demonstrado na Figura 3. O refinamento parcial da microestrutura por passes de solda subsequentes aumenta a não homogeneidade das várias regiões em relação à microestrutura e às propriedades mecânicas. A reaustenitização e aquecimento subcrítico podem ter um efeito profundo sobre as estruturas e propriedades subsequentes da ZTA. A deterioração da propriedade da dureza está relacionada a pequenas regiões de ductilidade limitada e baixa resistência à clivagem no ZGG que são identificadas como a zona fragilizada localizada (ZFL). As ZFLs consistem em ZGG inalterado, ZTA de grão grosseiro inter-criticamente reativado e ZTA de grão grosseiro sub-criticamente reaquecido. ZFLs podem ser alinhados em uma linha de fusão adjacente (Figura 3). Os ZFLs alinhados oferecem caminhos curtos e fáceis para propagação de fissuras. A fratura ocorre ao longo da linha de fusão [29].

Figura 3 Sobreposição de ZTA para formar zonas fragilizadas localizadas alinhadas ao longo da linha de fusão.



Fonte: [29].

#### 4.3.7 Microestrutura ZTA

Em termos de microestrutura de bainita longas com camadas alternativas de ilhas de martensita conectadas são geralmente encontradas na ZGG de soldas de aço ARBL. As ilhas martensitas (constituídas de austenita retidos por martensita) são formadas devido ao enriquecimento de carbono em austenita na zona intercrítica. O tamanho de grão da austenita grosseira na região de fusão próxima da ZTA pode suprimir produtos de transformação de alta temperatura em favor da martensita e bainita no resfriamento. A bainita superior tem uma temperatura de transformação relativamente alta e está estável em relação aos ciclos térmicos subsequentes aos do primeiro passe. A flutuação da composição química dos elementos de micro-liga também pode contribuir para a mudança CE e para a quantidade de martensita dura presente na ZGG.

No caso de ZGF, mesmo que o pico de temperatura alcançado esteja acima do ciclo térmico  $Ac_3$ , ainda está bem abaixo da temperatura para o engrossamento do grão. O tamanho de grão de austenita anterior menor e a subsequente transformação de ferrita produzem uma microestrutura refinada com grãos menores que os do aço de base. A microestrutura é semelhante à do aço normalizado, com considerável resistência.

No caso da ZI, ocorre apenas uma transformação parcial, resultando em uma mistura de austenita e ferrita na temperatura máxima do ciclo térmico. Após o resfriamento, a austenita em uma matriz de ferrita macia decompõe-se, e a

microestrutura final depende da composição a granel e local dos elementos de liga. A taxa de resfriamento também é um fator importante na determinação da quantidade de martensita e bainita na matriz de ferrita.

No caso de ZS, não são observadas alterações microestruturais observáveis. Pode ocorrer uma esferoidização de carbonetos. Após o reaquecimento por passes de solda subsequentes, podem formar-se precipitados ou aglomerados pré-precipitados, reduzindo a tenacidade. Partículas de forma irregular também podem se unir e esticar a matriz circundante, diminuindo ainda mais a dureza.

Durante os ciclos térmicos da ZTA entre Ac1 e Ac3, a austenita fica enriquecida com carbono, que, ao arrefecer, transforma-se em ilhas de martensita. Na condição de soldagem, esta transformação afeta inter-criticamente e é reativada mais do que a outra zona reaquecida [16].

#### **4.4 CRIOGENIA**

A história da criogenia começou com os tratamentos a frio - ou tratamentos sub-zero, que já existem há bastante tempo. Há histórias de relojoeiros suíços enterrando peças recém-fabricadas na neve, e é sabido que as empresas "envelheceram" as peças de moldagem, colocando-as fora durante o inverno.

O fabricante de motores Pierce-Arrow, com uma vantagem definitiva na tecnologia, em Buffalo, Nova York, onde é conhecido por ser bastante frio no inverno, usou esse método de envelhecimento de tratamento a frio para os blocos do motor. De forma semelhante, o piloto Jim Birks, descobriu que os motores que ficavam em estaleiros de lixo aumentavam sua vida útil, fizeram motores de corrida superiores em relação aos novos blocos de motores. Foi o que o levou a olhar para o uso de frio para fazer os metais durarem mais tempo. Ele encontrou as pesquisas existentes sobre o assunto, o que o levou a ajudar a iniciar o Processamento Térmico Controlado.

Na década de 1930, Junkers na Alemanha usou a criogenia para componentes de aviões militares. De acordo com o ex-engenheiro Junkers, Adolph Luerker, que imigrou para os EUA após a guerra, foi uma parte vital da

engenharia que entrou em seu confiável motor Jumo 1000 HP V-12. Quando ele terminou na Califórnia trabalhando para a McCulloch Chain Saw Company em meados da década de 1950, ele sugeriu que eles usassem o processo nas ligações de serra. Eles começaram a tratar criogenicamente suas lâminas de motosserra, mas mantiveram segredo para que outros fabricantes não pudessem fazer lâminas melhores.

Os Estados Unidos entram na história da criogenia no Watertown Arsenal em Watertown, Massachusetts, durante a Segunda Guerra Mundial sob a orientação de Clarence Zener, que continuaria a desenvolver o diodo Zener entre outros avanços na física de estado sólido. O método era direto. As ferramentas de corte de aço foram imersas em nitrogênio líquido durante um breve período de tempo, depois removidas do líquido, permitiram aquecer e colocadas em serviço nas linhas de produção do arsenal. Ocasionalmente, as ferramentas iriam quebrar ou virar como resultado do choque térmico associado à rápida taxa de resfriamento. Algumas ferramentas também se tornaram frágeis por causa da formação de martensita sem temperamento e lascado em serviço. Das ferramentas que sobreviveram a esta extinção grosseira, muitos exibiram uma vida de serviço dramaticamente aprimorada.

Processos similares foram reivindicados em várias indústrias a partir da década de 1940 em diante. Você não começa a ver os movimentos do refinamento científico real até a publicação de um artigo na edição de julho de 1957 da revista "Tooling and Production". A criogenia começou a chamar a atenção [30] [31] [32].

#### **4.4.1 Criogenia em metal cristalino**

Os metais ferrosos, como o aço, são compostos de moléculas alinhadas em uma rede cristalina. Esta rede é definida pelas ligas no metal, da forma como é forjada, moldada ou processada, e como é tratada posteriormente. A manipulação desta rede é o coração da teoria da criogenia.

Por mais perfeito que seja o processo de produção, quase sempre haverá falhas no material final. Essas imperfeições podem resultar de tratamento inconsistente, variações nas matérias-primas, ou uma série de outros fatores. O trabalho de metal, apesar dos avanços tecnológicos, continua sendo tanto uma

arte quanto uma ciência. Embora possam não ser visíveis a olho nu, essas falhas criam fraquezas e pontos de estresse no material.

As moléculas que compõem essa rede, mesmo que ligadas, são separadas por espaços vazios. Abaixando a temperatura de uma estrutura cristalina, as moléculas se aproximam, colapsando esses vazios. O arrefecimento e o eventual reaquecimento são feitos de forma gradual e controlada, com o objetivo de forçar algumas das falhas mencionadas anteriormente para se corrigirem.

A teoria do tratamento criogênico profundo leva um passo a diante. Ao deixar cair a temperatura dos materiais ainda mais baixos – ou tão baixo quanto -450 °F - a estrutura é forçada a um alinhamento ainda mais apertado. Isso mostra resultados aprimorados na otimização da estrutura cristalina [33].

#### **4.4.2 Métodos de produção de temperaturas criogênicas**

As condições criogênicas são produzidas por uma das quatro técnicas básicas: condução de calor, refrigeração por evaporação, arrefecimento por rápida expansão (efeito Joule-Thomson) e desmagnetização adiabática. Os dois primeiros são bem conhecidos em termos de experiência diária. O terceiro é menos conhecido, mas é comumente usados em unidades comuns de refrigeração e ar condicionado, bem como em aplicações criogênicas. O quarto processo é usado principalmente em aplicações criogênicas e fornece um meio de aproximação de zero absoluto [24].

A condução de calor é um conceito relativamente simples para entender. Quando dois corpos estão em contato, o calor flui do corpo com a temperatura mais alta para o corpo com uma temperatura mais baixa. A condução pode ocorrer entre qualquer e todas as formas de matéria, sejam elas gasosas, líquidas ou sólidas. É essencial na produção de temperaturas e ambientes criogênicos. Por exemplo, as amostras podem ser arrefecidas até temperaturas criogênicas, imergindo-as diretamente em um líquido criogênico ou colocando-as em uma atmosfera arrefecida por refrigeração criogênica. Em ambos os casos, a amostra esfria por condução (ou transferência) de calor para o seu ambiente mais frio [25].

#### **4.4.3 Criogenia e suas aplicações**

Após sua liquefação bem-sucedida de hélio em 1908, Kamerlingh Onnes voltou sua atenção para o estudo de propriedades de outros materiais a temperaturas muito baixas. A primeira propriedade que investigou foi a resistência elétrica dos metais. A resistência elétrica é a tendência de uma substância para evitar o fluxo de uma corrente elétrica através dela.

Todos os aparelhos elétricos (fornos, torradeiras, aparelhos de televisão e rádios, por exemplo) funcionam com pouca eficiência, porque tanta energia é desperdiçada na superação da resistência elétrica. Um aparelho sem resistência elétrica poderia funcionar com muito menos custo do que os aparelhos existentes.

O que Onnes descobriu, no entanto, era que, para alguns metais, a resistência elétrica caiu para zero de forma muito repentina em temperaturas acima do zero absoluto. O efeito é chamado de supercondutividade e tem algumas aplicações muito importantes no mundo de hoje.

Uma dessas propriedades comuns à maioria dos materiais que são submetidos a temperaturas extremamente baixas é a fragilidade. A indústria de reciclagem aproveita isso através da imersão de materiais recicláveis em nitrogênio líquido, após o que são facilmente pulverizados e separados para reprocessamento.

Ainda outra propriedade de material criogênico que às vezes é útil é a contração térmica. Os materiais diminuem quando resfriados. Para um ponto (sobre a temperatura do nitrogênio líquido), quanto mais frio um material obtém, mais encolhe. Um exemplo é o uso de nitrogênio líquido na montagem de alguns motores de automóveis. Para obter ajustes extremamente apertados ao instalar bancos de válvulas, por exemplo, os assentos são refrigerados para temperaturas de nitrogênio líquido, após o que eles se contraem e são facilmente inseridos na cabeça do motor. Quando aquecem, um ajuste perfeito resulta. Líquidos criogênicos também são usados no programa espacial. Por exemplo, materiais criogênicos são usados para impulsionar foguetes para o espaço [39] [40].

## 5. MATERIAIS E MÉTODOS

### 5.1 Metal base

O metal de base utilizado neste trabalho foi o aço ASTM A131 Grau AH36, fornecido sob a forma de chapa laminada de (1000 x 1000 x 19,05) mm.

#### 5.1.2 Metal de Adição

O critério para a seleção dos metais de adição é baseado no catálogo do fabricante para aços de baixo e médio teor de carbono e na semelhança de composição química com o metal de base. Com isso foram escolhidos dois tipos de eletrodos conforme designação a seguir:

Para o processo de soldagem de Eletrodo revestido (SMAW) foram utilizados os eletrodos de classificação S-7018.G – HYUNDAI de 3.2 x 350 mm com as seguintes características mostradas na tabela 4.

Tabela 5 Características metal de adição [42,43].

Código	Ø (mm/pol)	Compr. (mm)	Faixa de corrente		Emb. (KG)	Metal Depositado (%)	Propriedades Mecânicas Típicas
			(F)	(V-up, OH)			
S7018.G2.6	2.6(3/32")	350	60 - 90	50 - 80	20	C = 0.06 Si = 0.50 Mn = 1.20 P = 0.017 S = 0.011	YS MPa(lbs/in <sup>2</sup> ) 504(73,200)  TS Mpa(lbs/in <sup>2</sup> ) 572(83,100)
S7018.G3.2	3.2(1/8")	350	90 - 140	80 - 120			
S7018.G4.0	4.0(5/32")	400	130 - 190	120 - 170			

#### 5.1.3 Eletrodo AWS E7018

O eletrodo de baixa posição de hidrogênio, geralmente DC, normalmente usados quando a qualidade é um problema ou para metais difíceis de soldar. Possui a capacidade de produzir um metal de solda mais uniforme, que tenha melhores propriedades de impacto a temperaturas abaixo de zero.

#### 5.1.4 Equipamentos

Para as atividades do trabalho foram utilizados os seguintes equipamentos:

Mesa de corte para plasma e oxicorte;

Dispositivo para deslocamento retilíneo de corte para plasma e oxicorte;

Fonte de Plasma - Hypertherm Powermax 1650;

Fonte controlada de soldagem;

Sistema de aquisição de dados;

Estufa Portátil;

Usinagem dos corpos de prova: plaina limadora, fresadora e serra alternativa;

Preparação metalográfica: cortadeira metalográfica, lixadeira metalográfica e politriz metalográfica;

Caracterização metalúrgica: microscópio ótico de luz refletida com sistema de análise de imagens - Olympus GX 51S e espectrômetro de emissão óptica para análise de ligas Oxford Foundry Master-Pro;

Caracterização de propriedades mecânicas: microdurômetro Vickers Shimadzu HMV 2T;

Outros: Microcomputador e ferramentas manuais diversas.

## 5.2 METODOLOGIA

Com o auxílio do fluxograma representado na figura 5, pode ser visualizada a metodologia que foi adotada neste trabalho.

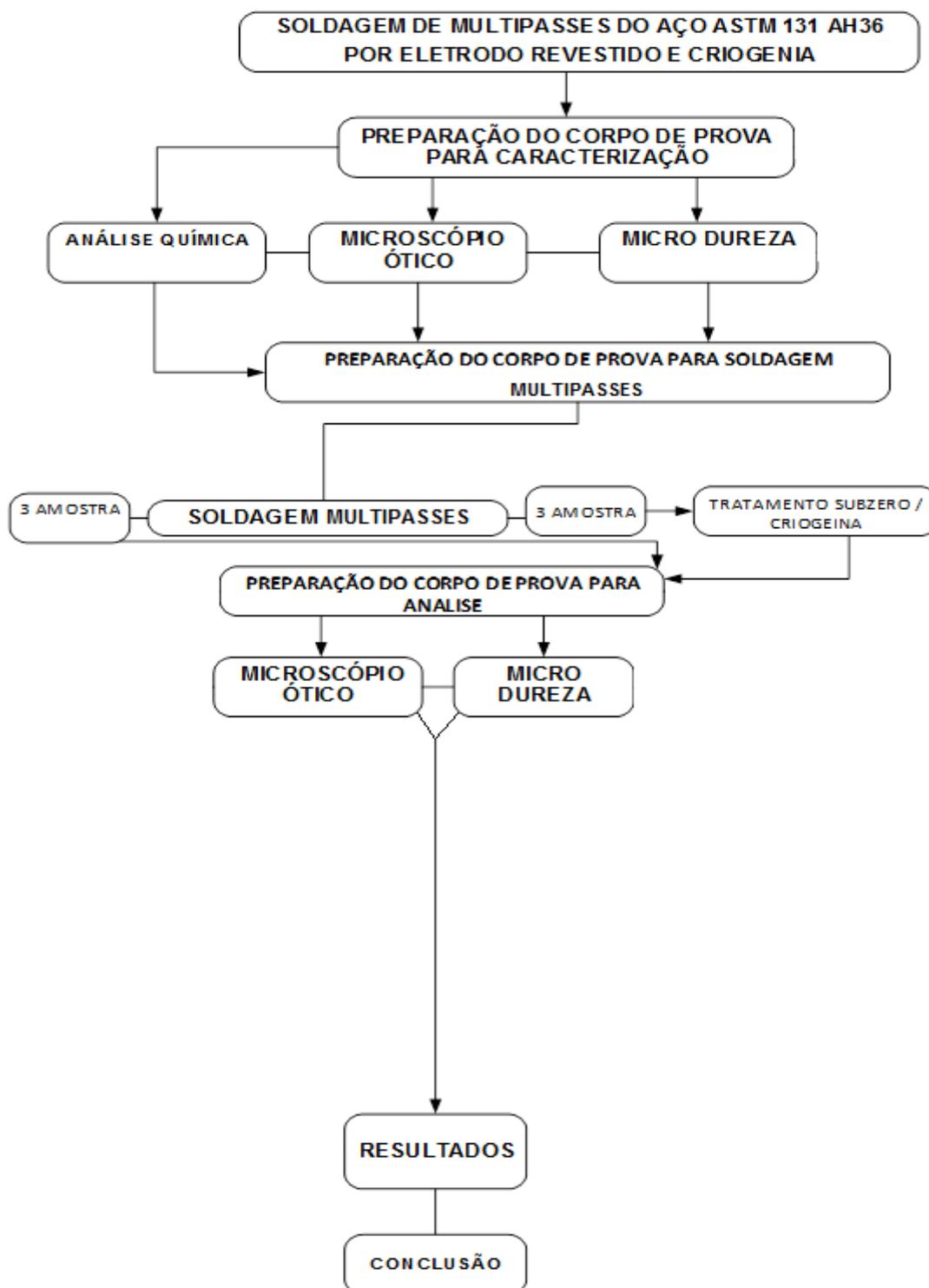


Figura 4 Fluxograma da metodologia adotada no trabalho Fonte: Autoria própria

### **5.2.1 Caracterização do Metal de Base**

Objetivou-se nesta etapa caracterizar o metal de base, para assim ter a comprovação das reais condições específicas do material. Para caracterização microestrutural e composição química, amostras foram cortadas em um cortador mecânico, mantendo-se velocidades de avanço do corte controlada a fim de se evitar possíveis transformações de fase, e resfriados através de água destilada, a fim de diminuir as imperfeições durante o corte e possíveis mudanças de fases descendentes de aquecimento excessivo e submetidas à preparação metalográfica, assim através do microscópio ótico de luz refletida com sistema de análise de imagens e medição de composição química com espectrômetro ótico, também foram realizados ensaios de microdureza com um microdurômetro Vickers.

### **5.2.2 Caracterização dos filetes de solda**

Nesta etapa foi iniciada com o corte em região perpendicular ao cordão de solda em uma serra de fita e logo em seguida levado para cortadora metalográfica para regularização das dimensões, ambas sob-refrigeração.

A observação da microestrutura das regiões da solda para caracterização do cordão de solda foi realizada em um microscópio ótico com aumentos de 20X, 50X 100X, 200X, 500X e 1000X.

As regiões analisadas nesta etapa foram: metal de base, zona entre passes, zona termicamente afetada e zona fundida.

### **5.2.3 Preparação dos Corpos de Prova**

A fabricação para confecção dos corpos de prova com respectivo chanfro em V realizou-se nas instalações do Laboratório de Usinagem da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande (FURG).

Os corpos de prova (CP) cortados e usinados foram então confeccionados segundo as características geométricas descritas a seguir:

Caracterização do metal de base: 1 CP de 50 x 50 x 19,05 (mm);

Soldagem parametrização: 2 CPs de 300 x 150 x 19,05 (mm);

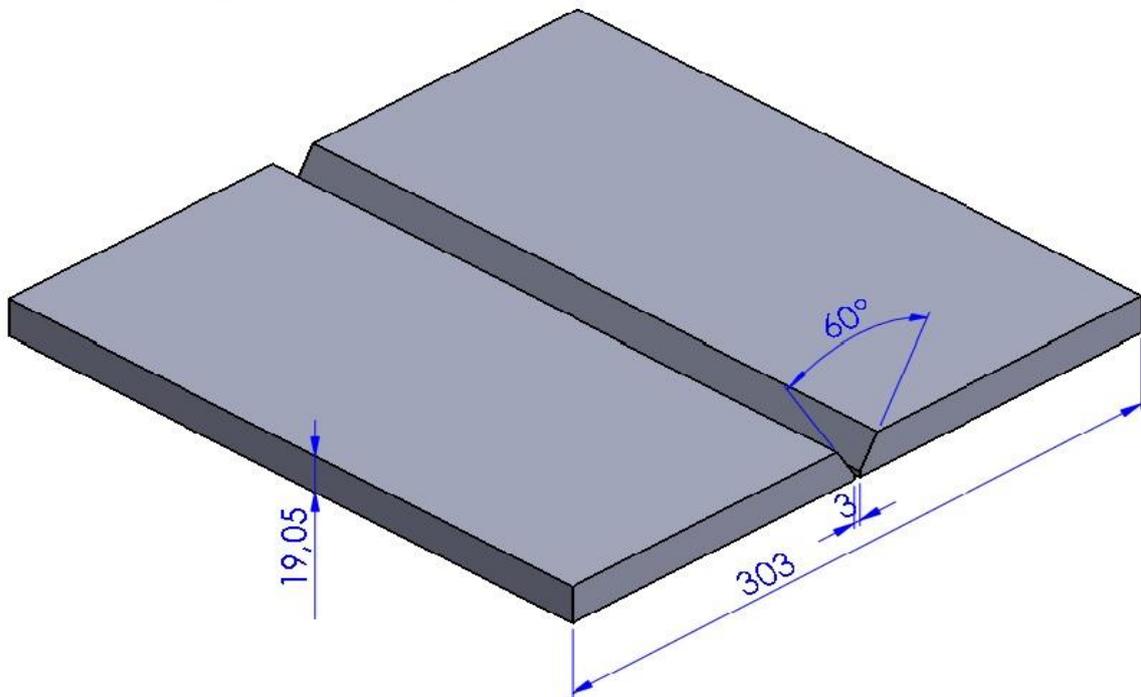
Soldagem multipasses junta chanfrada: 2 CP de 300 x 150 x 19,05 (mm);

Soldagem mono passe contra raiz juntas chanfradas: 2 CPs de 300 x 150 x 19,05 (mm).

#### 5.2.4 Preparação das Juntas

Nesta etapa foi confeccionado uma junta através de dois (CP) para assim ser realizado os passes de solda com deposição entre o chanfro em cada (CP) na posição plana (1G). A dimensão final das juntas foram de 300,0 X 303,0 X 19,05 mm seguindo a Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS) elaborada conforme a Figura 5.

Figura 5 Representação esquemática dos corpos de prova.



Fonte: Autoria própria.

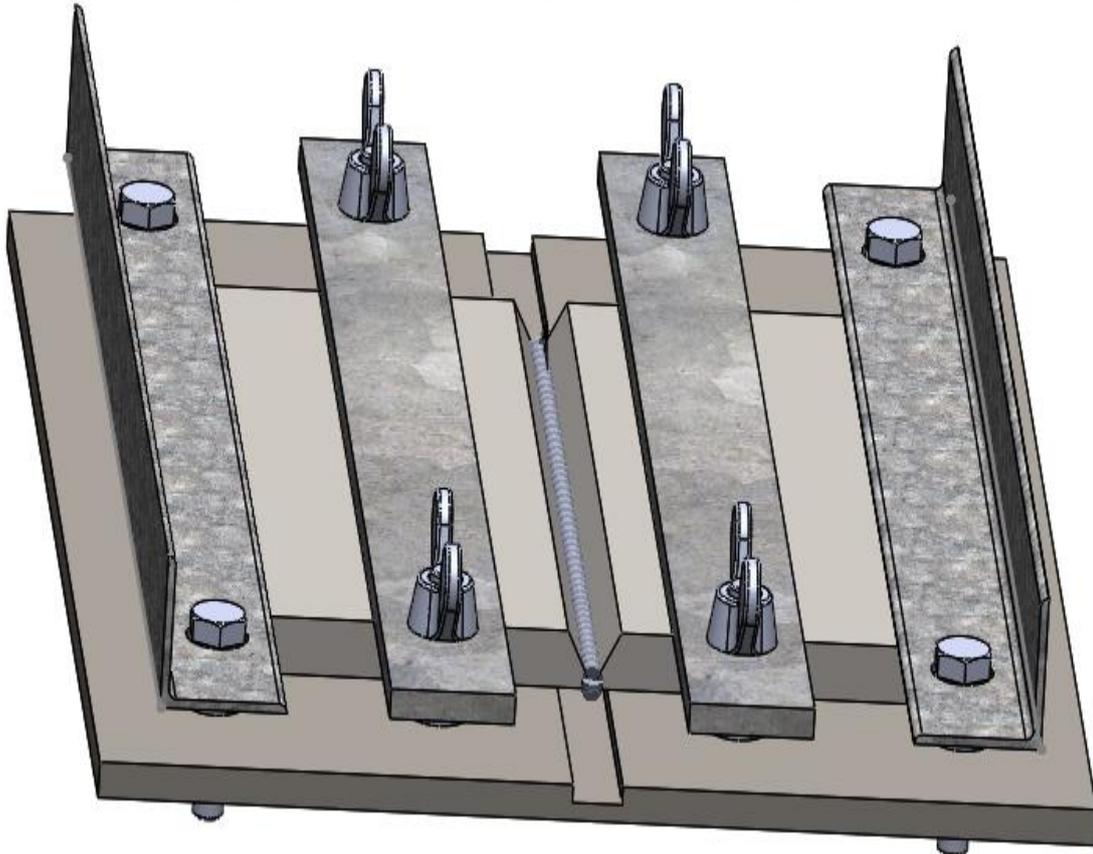
#### 5.2.5 Técnicas de contenção para evitar distorções

Devido à dificuldade em aplicar pré-ajuste e pré-flexão, a restrição é a técnica mais amplamente praticada. O princípio básico é que as peças são colocadas em posição e mantidas sob restrição para minimizar qualquer movimento durante a soldagem. Ao remover o componente do equipamento de retenção, uma quantidade relativamente pequena de movimento ocorrerá devido a tensões travadas. Isso pode ser curado aplicando-se uma pequena quantidade de pré-ajuste ou alívio de tensão antes de remover a restrição.

Ao soldar conjuntos, todas as partes componentes devem ser mantidas na posição correta até a conclusão da soldagem usada para minimizar a distorção.

Para isso foi utilizado gabaritos e acessórios para segurar as peças durante a soldagem conforme o croqui representado na figura 6.

Figura 6 Técnicas de contenção para evitar distorções.



Fonte: Autoria própria.

### 5.2.6 Procedimento de soldagem

A soldagem de todas as amostras foi de topo com chanfro tipo V na posição (1G) e com deslocamento em uma única direção. Este tipo de chanfro é utilizado na fabricação de estruturas complexas de plataforma, uma vez que ele distribui melhor as tensões térmicas minimizando assim as distorções geradas durante a soldagem.

As juntas foram soldadas com profundidade de preparação 3,0 mm, Garganta efetiva de 18,53, ângulo do Chanfro de 60°, abertura de raiz de 3,0 mm, face de raiz 3,0 mm, como apresentado na Figura 6.

### 5.2.7 Parâmetro de soldagem

A velocidade de avanço sugerida para o SMAW é de 75 a 150 mm / min. A corrente de soldagem apropriada é baseada no diâmetro do eletrodo revestido, a energia de soldagem é um parâmetro de elevada importância metalúrgica, pois juntamente com as características geométricas da junta é definitivo nos ciclos térmicos impostos ao material e, portanto, nas possíveis transformações microestruturais e no comportamento da junta soldada.

A fim de parametrizar os valores de corrente e tensão médios foi necessário a utilização da tabela (2) e equação de energia de soldagem (2). Assim foram estabelecidos os valores de soldagem, que pode ser visualizado na tabela 1.

Tabela 6 Parâmetros utilizados na soldagem. Fonte: Autoria própria.

CAMADA	PROCESSO	DIÂMETRO (mm)	CLASSIF.	TENSÃO (V)	CORRENTE (A)
RAIZ	SMAW	2,5	E7018	32	90-95
ENCHIMENTO	SMAW	2,5	E7018	28	100-109
ACABAMENTO	SMAW	3,2	E7018	25	148-153

Tabela 7 Variação da energia de soldagem por passe. Fonte: Autoria própria.

ETAPA	NUMERO DE PASSES	VARIAÇÃO DE ENRGIA DE SOLDAGEM (J/mm)
Raiz	1	2592-3245
Enchimento	2	1627-2085
Enchimento	3	1624-2085
Enchimento	4	1683-2154
Enchimento	5	1345-1867
Enchimento	6	1782-2288
Acabamento	7	942-1244
Acabamento	8	952-1285
Acabamento	9	1034-1382
Acabamento	10	1001-1342
Acabamento	11	1000-1322

$$E = \eta \frac{V \cdot I}{U} \quad (2)$$

onde:

E: Energia de soldagem [J/mm]

$\eta$ : Eficiência térmica do processo

V: Tensão de soldagem [V]

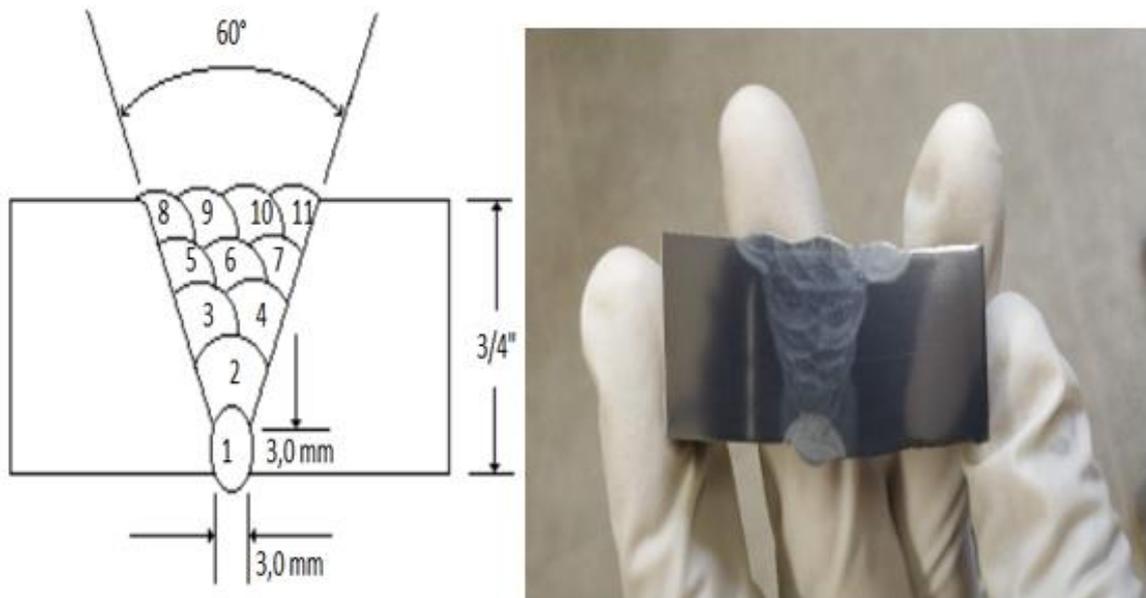
I: Corrente de soldagem [A]

U: Velocidade de soldagem [mm/s]

### 5.2.8 Soldagem da junta com multipasses

Nesta etapa foram realizadas soldas multipasses cujos croquis são exibidos na Figura 8, dando-se o passe número 1 o de raiz e o restante dos passes de enchimento e acabamento. Após a realização de cada passe de enchimento, foi removida a escória da solda utilizando uma esmerilhadeira.

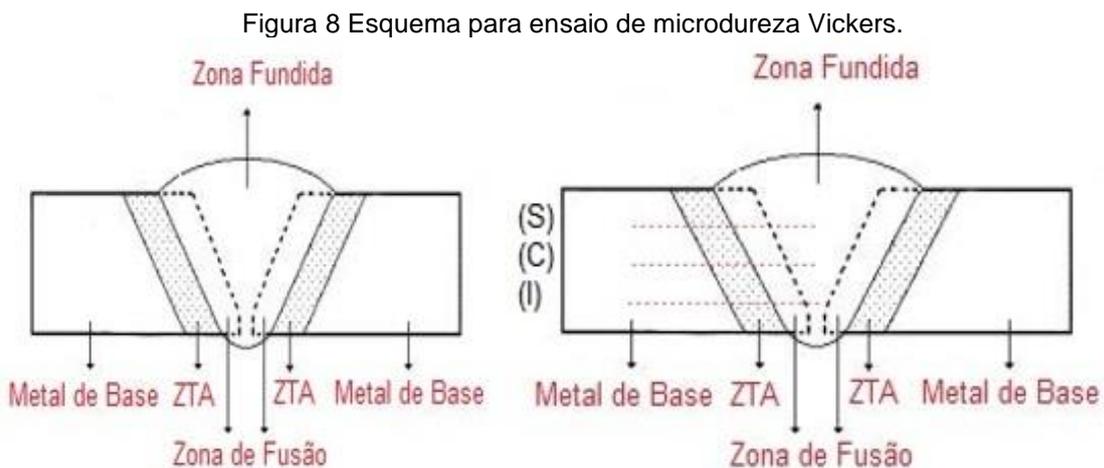
Figura 7 Soldagem com multipasses.



Fonte: Autoria própria.

### 5.2.9 Microdureza na soldagem

Para realização do ensaio após a soldagem foram tomados como referência três linhas identificadas como: superior (S), central (C) e inferior (I). Para isso as medições de microdureza foram realizadas a partir do metal de base, com um afastamento de 0,2 mm para uma carga de 100 g aplicada durante 10 segundos conforme representação da figura (8). Os valores de microdureza média foram empregados para avaliar os tamanhos da zona endurecida (ZE), zona não endurecida (ZNE). As regiões analisadas foram o metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF) conforme a representação na figura 8.



Fonte: Autoria própria.

### Caracterização macroestrutural

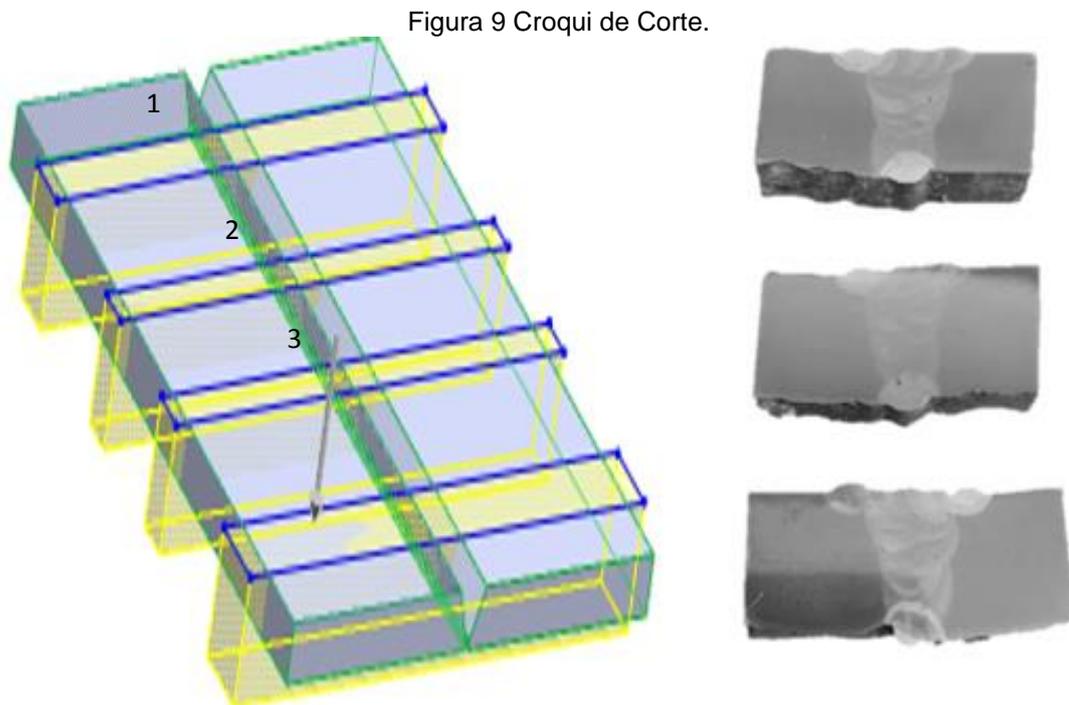
Para a caracterização macroestrutural foram utilizados os mesmos corpos de prova da caracterização microestrutural.

Estes corpos de prova passaram pelo mesmo procedimento da preparação para caracterização microestrutural, mas seu ataque foi realizado com Nital 3% durante 20 segundos.

Nestes corpos de prova foram analisados a deposição do material de adição, a presença de inclusões, porosidade e trincas.

### 5.2.10 Caracterização Metalúrgica

Nesta etapa as amostras foram preparadas para caracterização metalúrgica e observadas por meio de microscopia ótica de conforme o croqui de corte Figura 9. Para a análise do tamanho de grãos ferríticos foi utilizado o método planimétrico que consistiu na contagem do número de grãos dentro de uma área conhecida em três regiões diferentes (superior, centro e inferior) da amostra. A região foco da observação foi a ZAC-GG, correspondente a região do chanfro da junta para três tipos de corpos de provas.



Fonte: Autoria própria.

### 5.2.11 Tratamentos térmicos aplicados nas amostras

Para analisar e identificar corretamente as modificações ocorridas nas propriedades mecânicas do material pós soldagem estudado, foram separadas três amostras de cada corpo de prova conforme foram descritas nos tópicos

anteriores, e encaminhadas para o laboratório de criogenia localizado no (CIA-FURG) centro integrado de análise.

### 5.2.12 Tratamento criogênico.

As amostras do último processo de soldagem, após os ensaios metalográficos foram encaminhadas para o (CIA) e imersas em nitrogênio líquido por 24 horas dentro do tanque, ilustrado na Figura 10 após o resfriamento, a uma temperatura de  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ , e depois deixadas também em caixa térmica para que retornassem suavemente à temperatura ambiente.

Figura 10 Armazenamento de amostras em canisters em nitrogênio líquido – HC.



Fonte: Autoria própria.

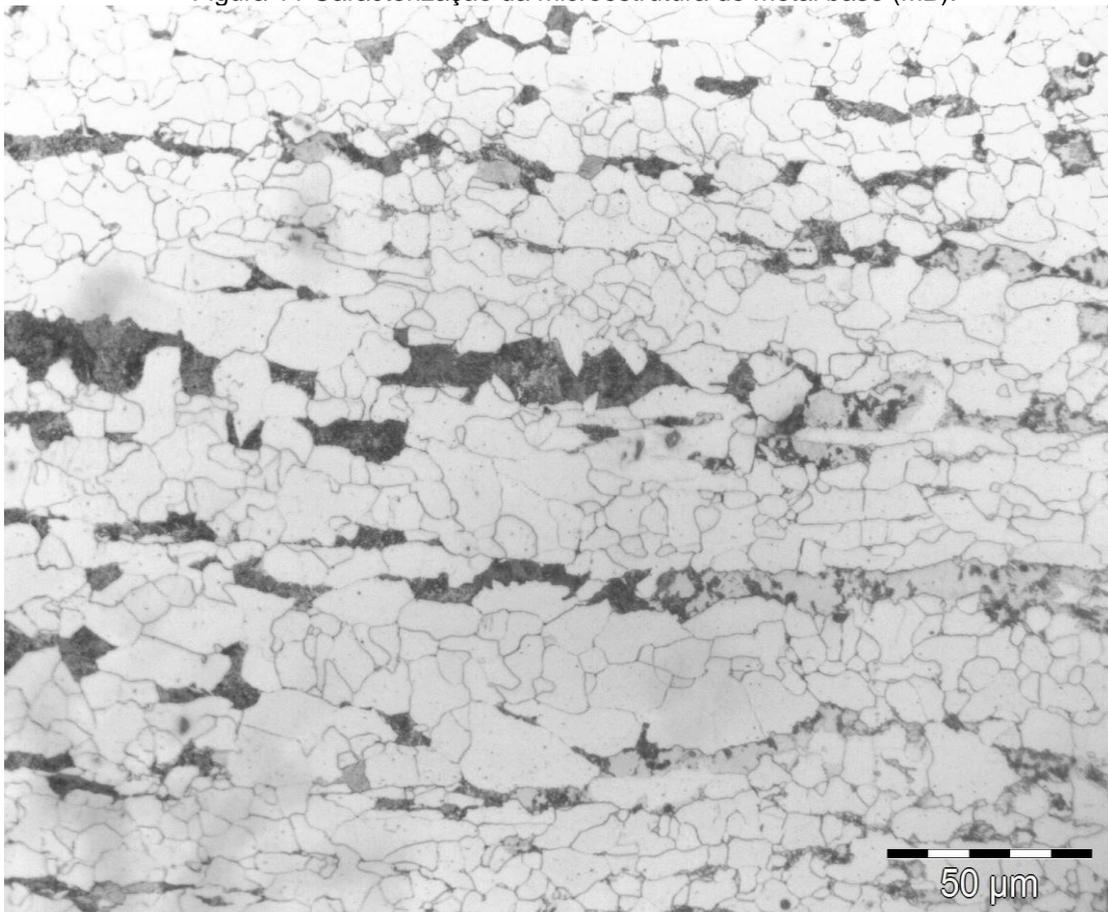
## 6. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 6.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE

#### 6.1.1 Análise Microestrutural

A verificação microestrutural no metal de base (MB) pode ser visto como ferrita e (F) e perlita (P) revelou a presença de estrutura bandeada indicando uma segregação preferencial da perlita ao longo do material, e que a microestrutura presente no MB e composta basicamente de ferrita e perlita em menor intensidade o que concorda com o trabalho anterior. A Figura 12 mostra a presença de ferrita (grãos claros) e perlita (grãos escuros). Ainda na mesma é possível verificar a estrutura de bandas são devidos a mudanças microestruturais que ocorrem durante o processamento do TMCP.

Figura 11 Caracterização da microestrutura do metal base (MB).



Fonte: Autoria própria.

Figura 12 Micrografia com aumento de 20X do aço ASTM A-131M utilizado como metal de base para confecção das amostras. Ataque Nital 3%.

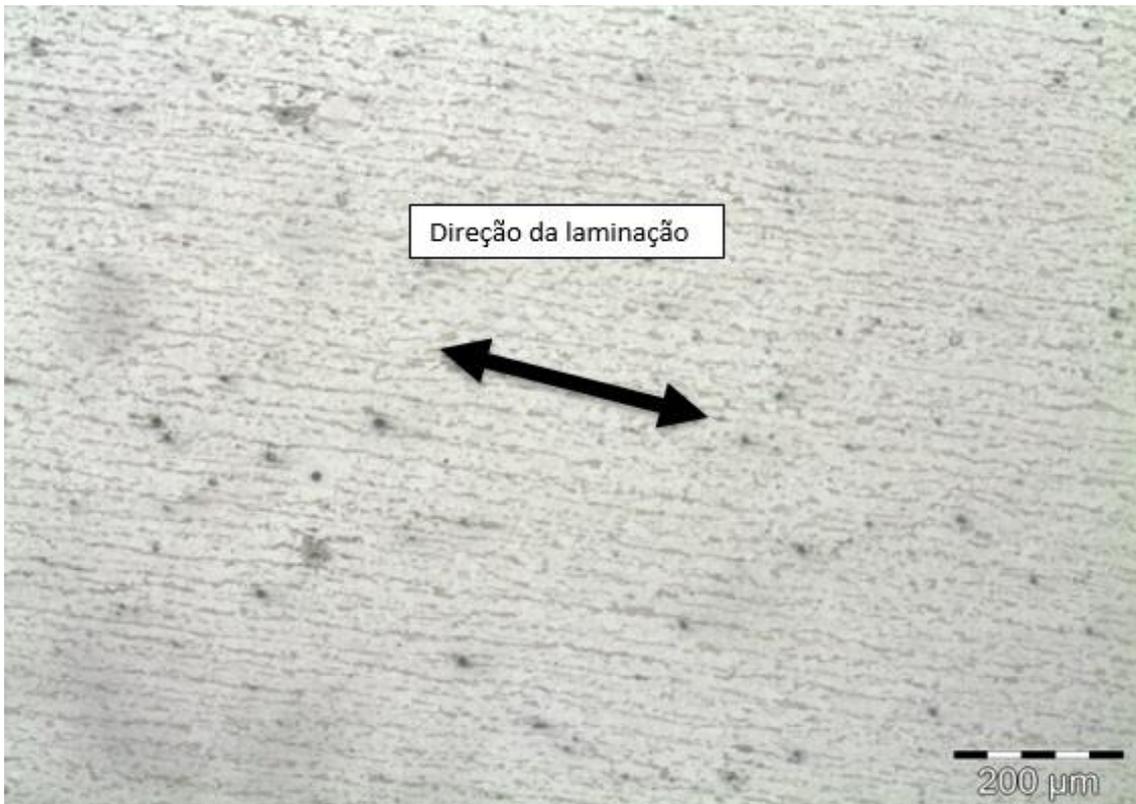
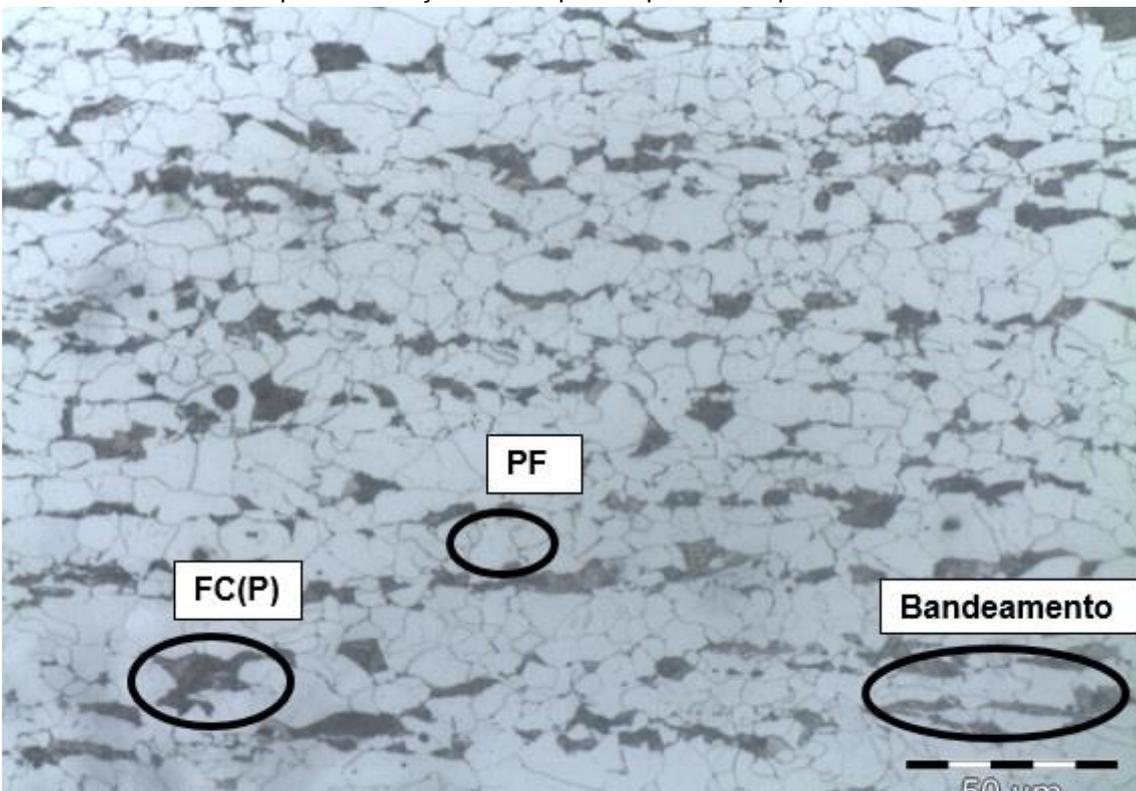


Figura 13 Micrografia com aumento de 200X do aço ASTM A131M utilizado como metal de base para confecção dos corpos de prova. Ataque Nital 3%.



Fonte: A autoria própria.

A Tabela 8 corresponde aos resultados da composição química do aço analisado obtidos através da espectrometria.

Tabela 8 composição química. Fonte: Autoria própria.

	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr
1	97,9	0,162	0,315	1,35	0,0075	0,0069	0,0232
2	98,0	0,148	0,324	1,31	0,0098	0,0061	0,0201
3	98,1	0,146	0,311	1,33	0,0101	0,0064	0,0205
Média	98,0	0,152	0,317	1,33	0,0091	0,0065	0,0213
	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti
1	0,0018	0,0140	0,0219	0,0039	0,0149	0,0303	0,0186
2	0,0017	0,0127	0,0236	0,0044	0,0156	0,0289	0,0158
3	0,0010	0,0111	0,0212	0,0042	0,0141	0,0279	0,0165
Média	0,0015	0,0126	0,0222	0,0042	0,0149	0,0290	0,0170
	V	W	Pb	Sn	B	Ca	Zr
1	0,0010	0,0075	0,0025	0,0304	0,0003	0,0078	0,0015
2	0,0010	0,0075	0,0047	0,0129	0,0003	0,0060	0,0015
3	0,0010	0,0075	0,0025	0,0069	0,0003	0,0050	0,0015
Média	0,0010	0,0075	0,0029	0,0168	0,0003	0,0077	0,0015
	Bi	As	N	Sb	CE		
1	0,0050	0,0021	0,0387	0,0030	0,446		
2	0,0050	0,0026	0,0293	0,0030	0,427		
3	0,0050	0,0023	0,0155	0,0030	0,425		
Média	0,0050	0,0023	0,0278	0,0030	0,433		

O carbono equivalente constante da Tabela 8 pode ser calculado pela equação 1:

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

Os elementos encontrados assim como o carbono equivalente encontraram-se dentro dos valores estipulados pela Norma ASTM A131/A131M.

## 6.2. GABARITO DE CONTENÇÃO.

A Figura 14 apresenta o emprego da técnica de contenção.

Figura 14 Técnica de contenção.



Fonte: Autoria própria.

Com essa técnica utilizada, foi possível proporcionar um bom travamento, fazendo com que durante o processo de soldagem fosse minimizado o empenamento.

### 6.2.1 SOLDAGEM DA JUNTA

A Figura 15 apresenta os aspectos visuais dos cordões de solda, tendo como resultado um bom acabamento.

Para isso foi estabelecido um plano de inspeção pré e pós-soldagem realizados para evitar problemas de soldagem antes que eles comecem, através da detecção e correção de situações que podem causar problemas de soldagem ou descontinuidades de soldagem.

Durante Soldagem a inspeção que é realizada durante a operação de soldagem e está principalmente relacionada aos requisitos da especificação do procedimento de soldagem. Esta inspeção inclui itens como métodos de limpeza interpasse, controle de temperatura de interpasse, configurações de corrente de soldagem, velocidade de deslocamento da soldagem. Além disso, quaisquer condições ambientais que possam afetar a qualidade da solda, como chuva, vento e temperaturas extremas.

Figura 15 Aspectos visuais dos cordões de solda SMAW.



Fonte: Autoria própria.

### 6.2.2 Monopasse contra raiz

Após a inspeção visual, foi sugerido uma contra raiz, já que a mesma não obteve uma boa penetração, para isso utilizou-se do processo de goivagem (abertura da raiz) com finalidade de corrigir descontinuidades presentes da raiz inicial, realizou-se a soldagem com monopasse adicional com os mesmos parâmetros da soldagem da raiz inicial com resultados satisfatórios Figura 16.

Figura 16 Aspectos da contra raiz.

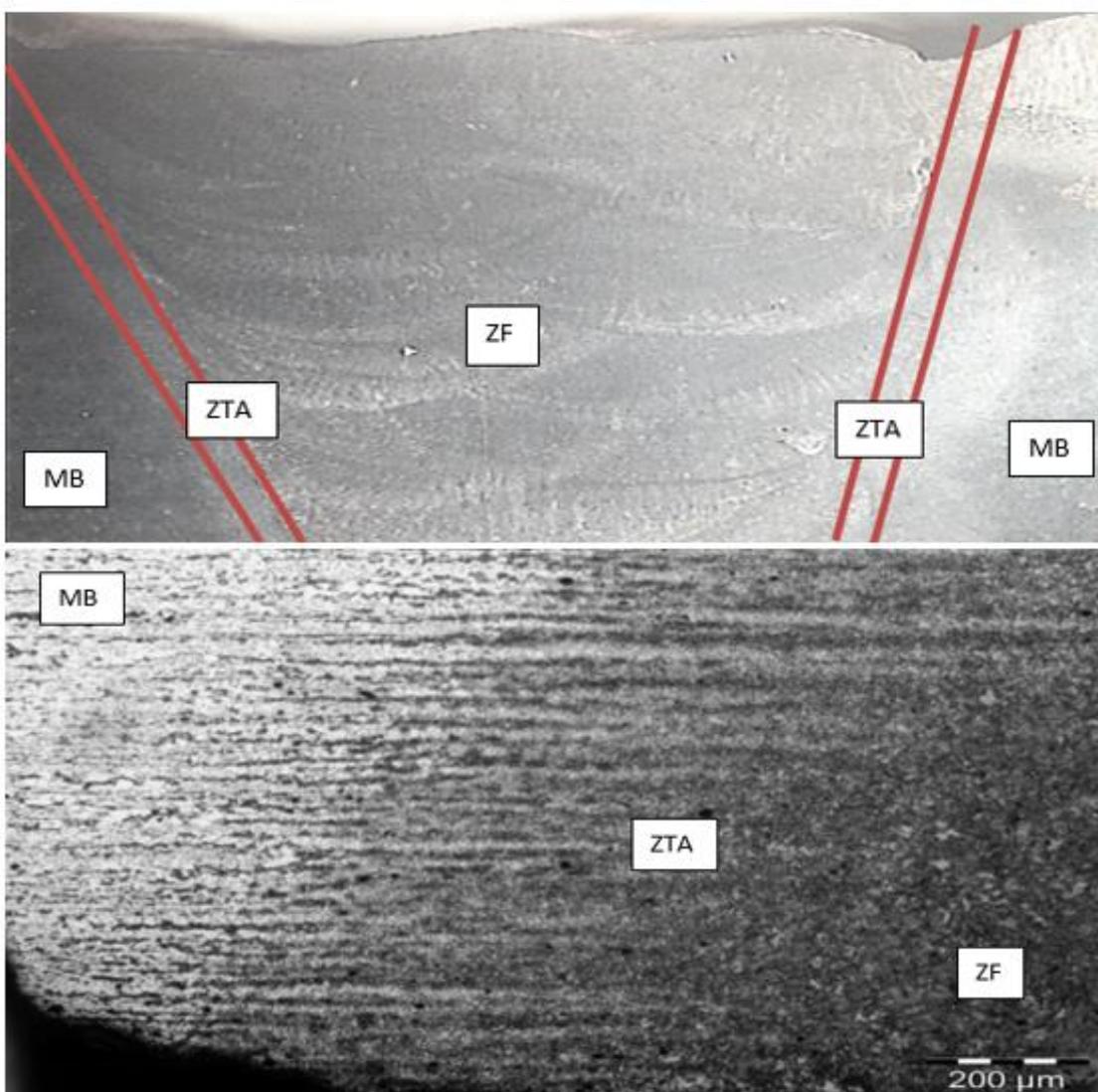


Fonte: Autoria própria.

### 6.2.3 Macrografia ZF, ZTA, MB, sem tratamento criogênico

Na figura é possível observa a variação da microestrutura ocorrida ao substrato do processo, logo denominasse ZF, ZTA, MB. Na ZTA-GG típico crescimento de grãos ocorrido nesta região deve-se às altas temperaturas alcançadas durante o ciclo de aquecimento da soldagem, o que permite a completa austenitização dos grãos e seu rápido crescimento. Mesmo durante um curto período de tempo a exposição a alta temperatura, a condição de não-equilíbrio encontrada em altas temperaturas (acima de 1.200 ° C) é suficiente para permitir o processo.

Figura 17 Macro e micrografia da região ZF a MB.

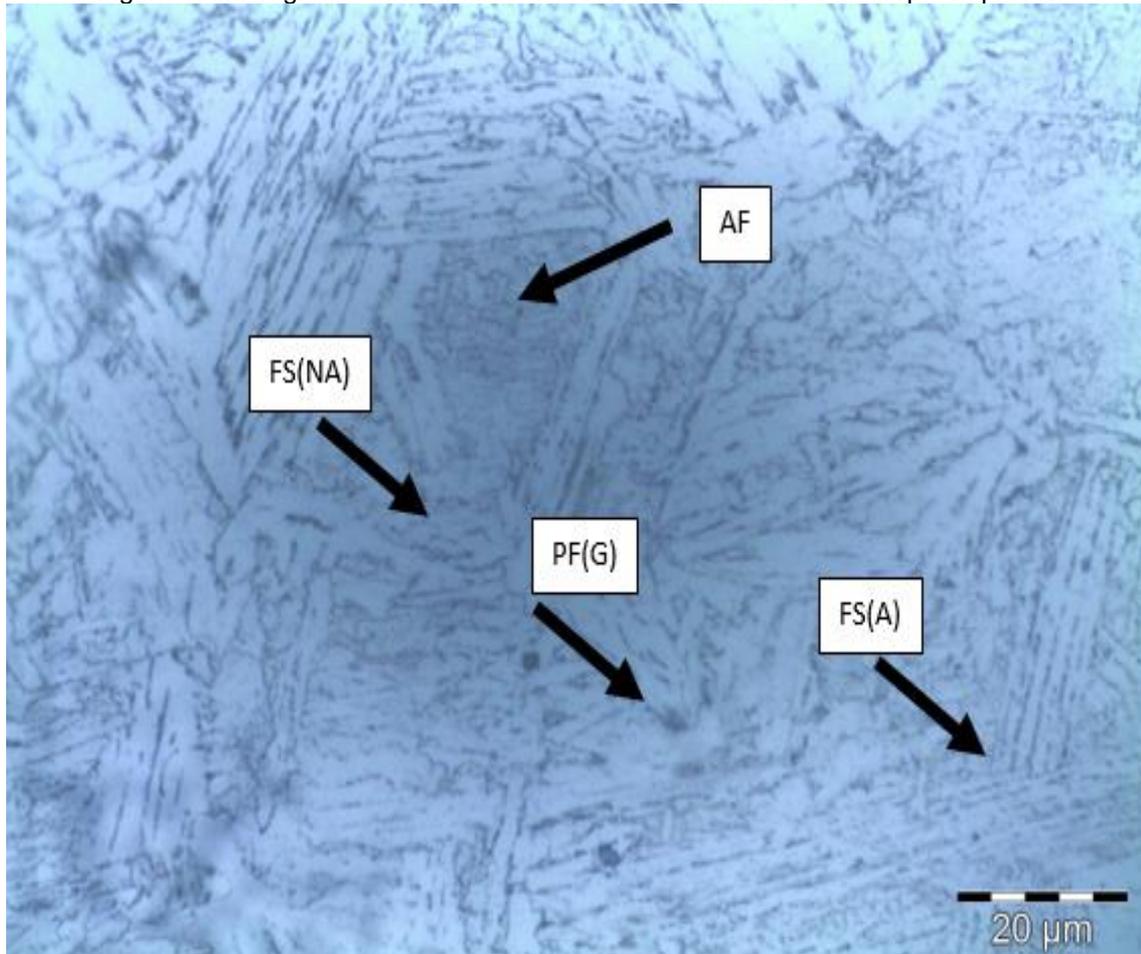


Fonte: Autoria própria.

### 6.1.3 Micrografia da Zona Fundida (ZF) dos corpos de prova sem e com tratamento criogênico

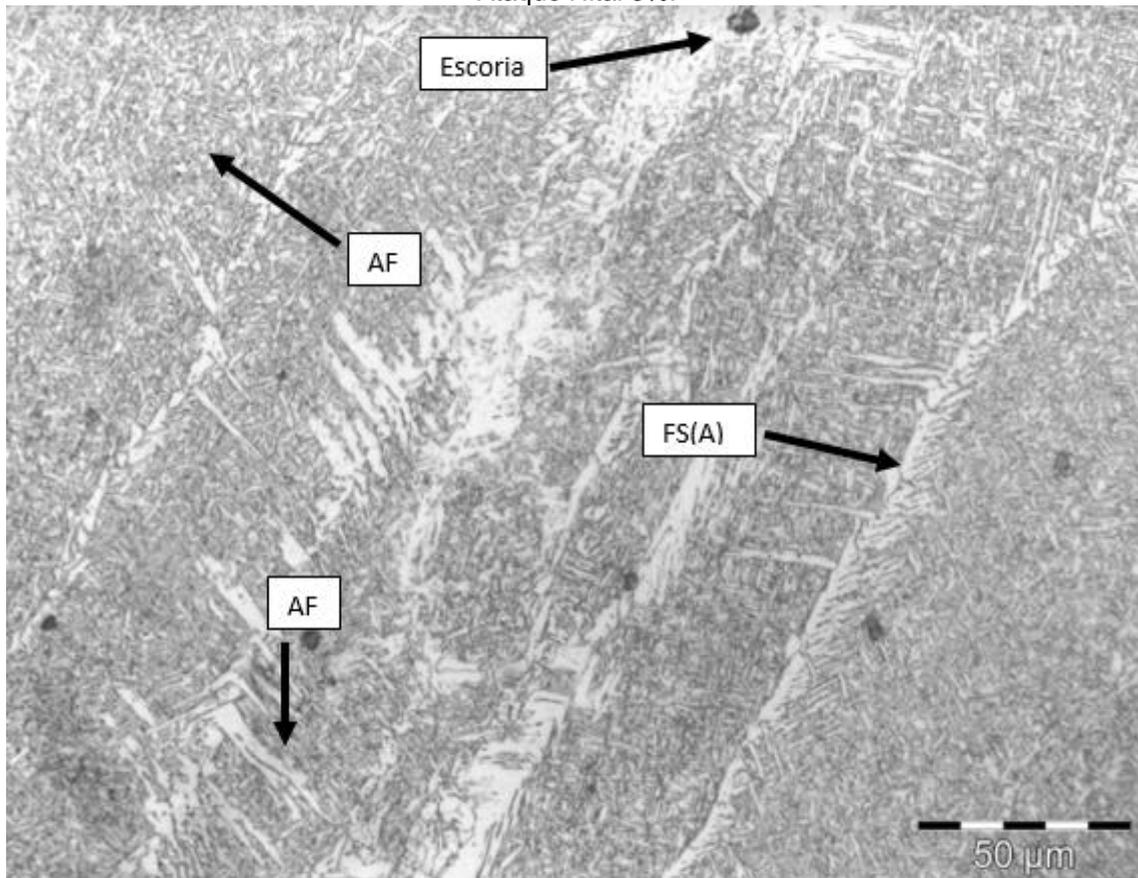
Nas figuras 18 e 19 observou-se que a região da zona fundida (ZF) de ambos corpos de prova apresentou uma microestrutura composta por: Ferrita de Contorno de grão (PF(G)) Ferrita Acicular (AF), e regiões com ferrita com segunda fase (FS).

Figura 18 Micrografia com aumento de 100X da zona fundida do corpo de prova.



Fonte: Autoria própria.

Figura 19 Micrografia com aumento de 100X da zona fundida do corpo de prova com criogenia. Ataque Nital 3%.

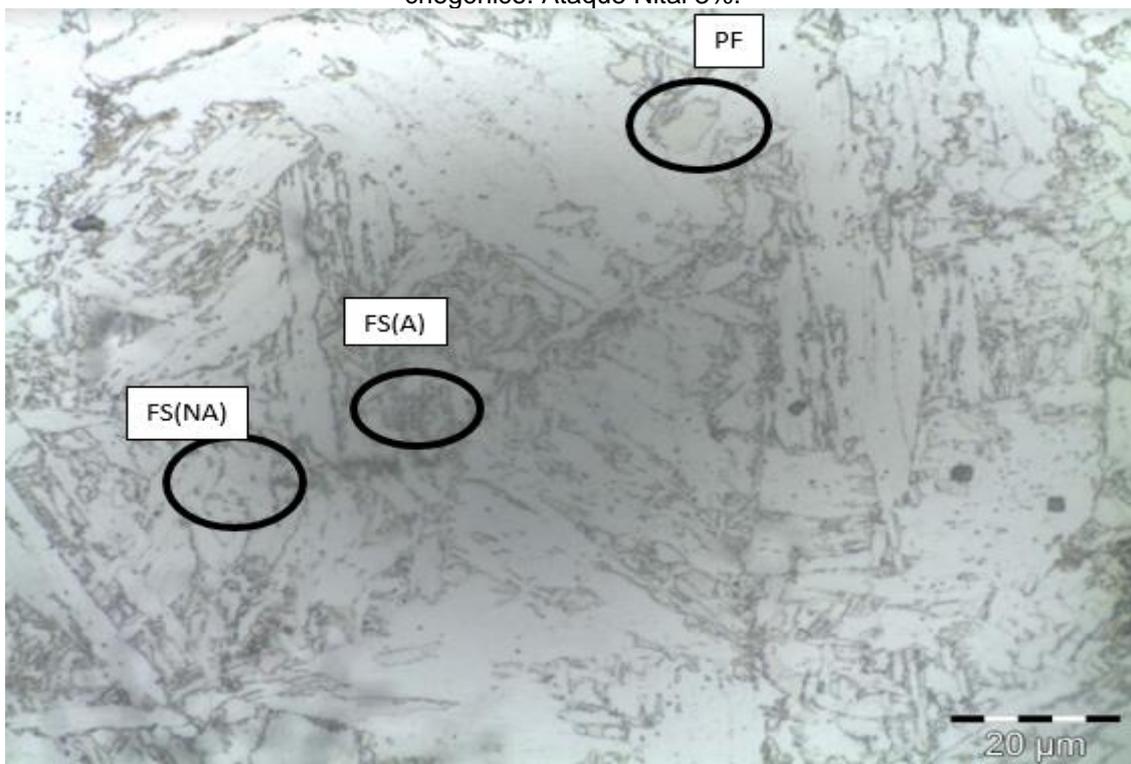


Fonte: Autoria própria.

#### 6.1.4 Micrografia Zona Termicamente Afetada (ZTA) dos corpos de provas sem e com tratamento criogênico

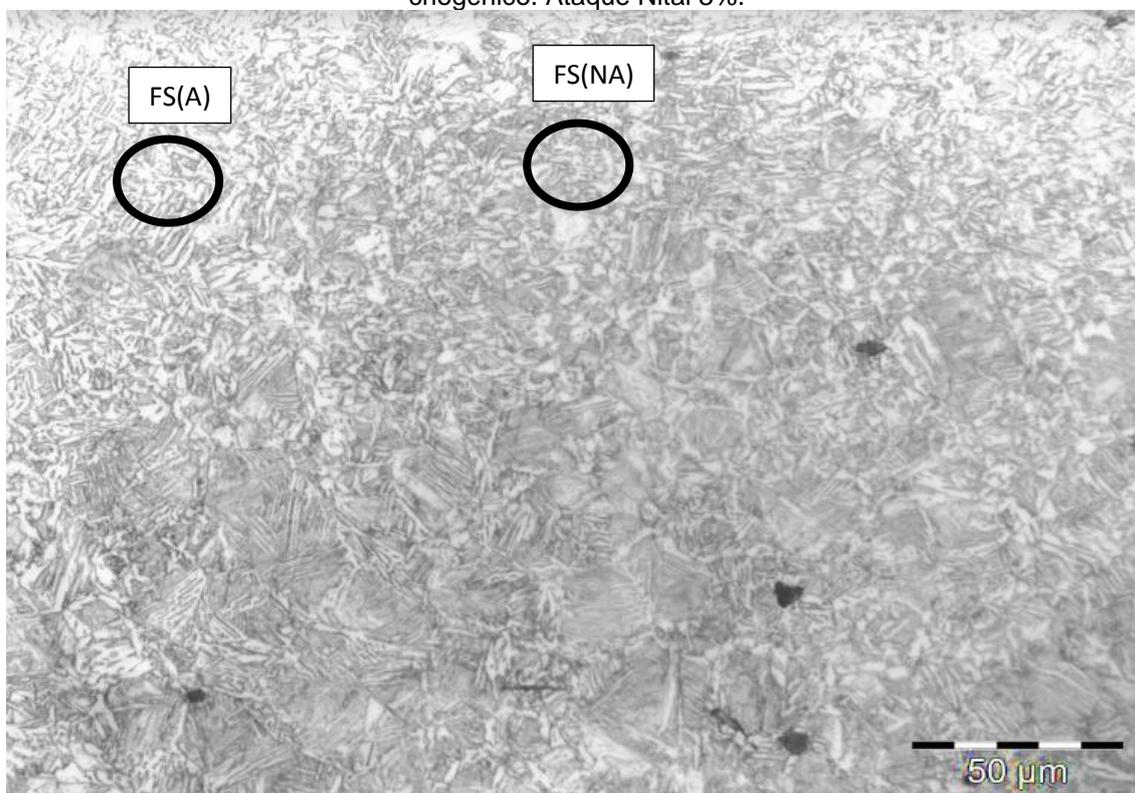
Nas Figuras 20 e 21 é apresentada região da Zona Termicamente Afetada (ZTA) obtida do lado reto do chanfro do corpo de prova, com aumentos de 100X e 50X respectivamente. Nestas imagens são observadas as mesmas microestruturas apresentadas na Zona Fundida, mas com grãos maiores e um aumento do número de ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)), como podem visualizar a figura 17, também permaneceu com a mesma microestrutura após tratamento criogênico.

Figura 20 Micrografia com aumento de 100X da ZTA do corpo de prova sem tratamento criogênico. Ataque Nital 3%.



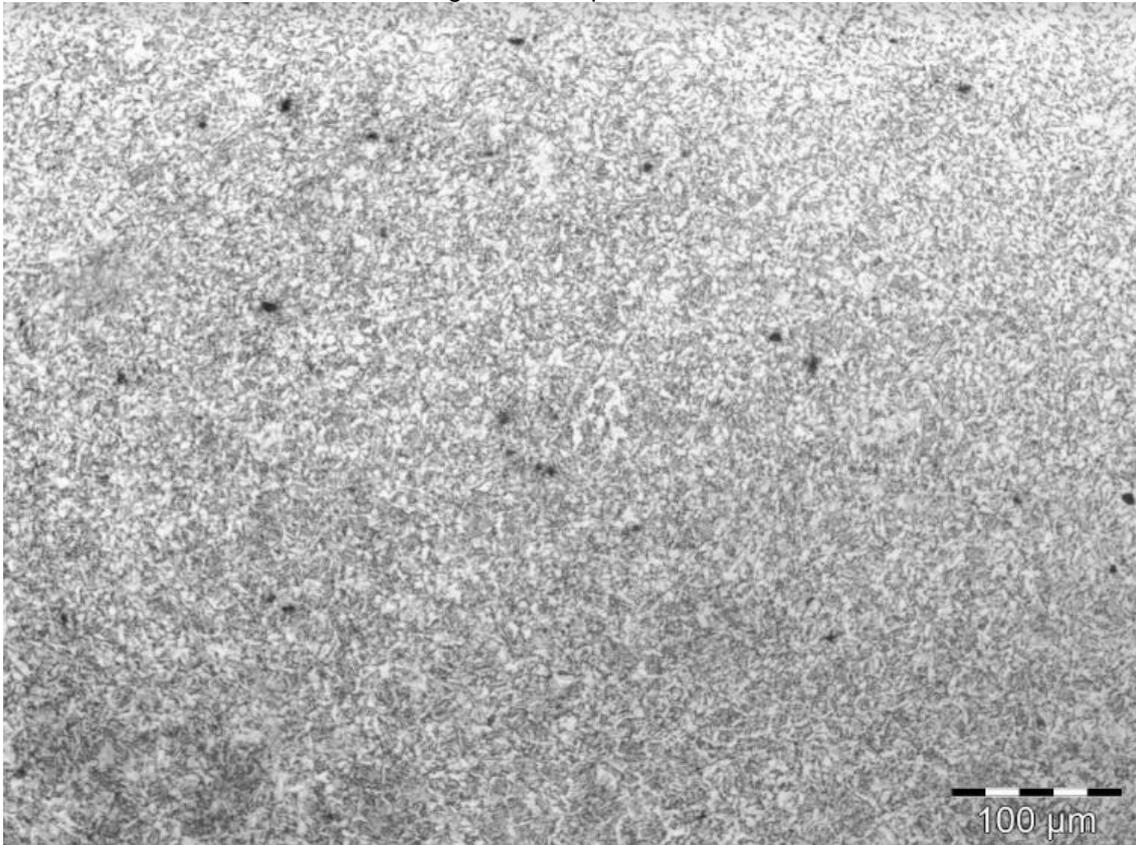
Fonte: Autoria própria.

Figura 21 Micrografia com aumento de 50X da ZTA do corpo de prova com tratamento criogênico. Ataque Nital 3%.



Fonte: Autoria própria.

Figura 22 Micrografia com aumento de 20X da ZTA-GF do corpo de prova sem tratamento criogênico. Ataque Nital 3%.

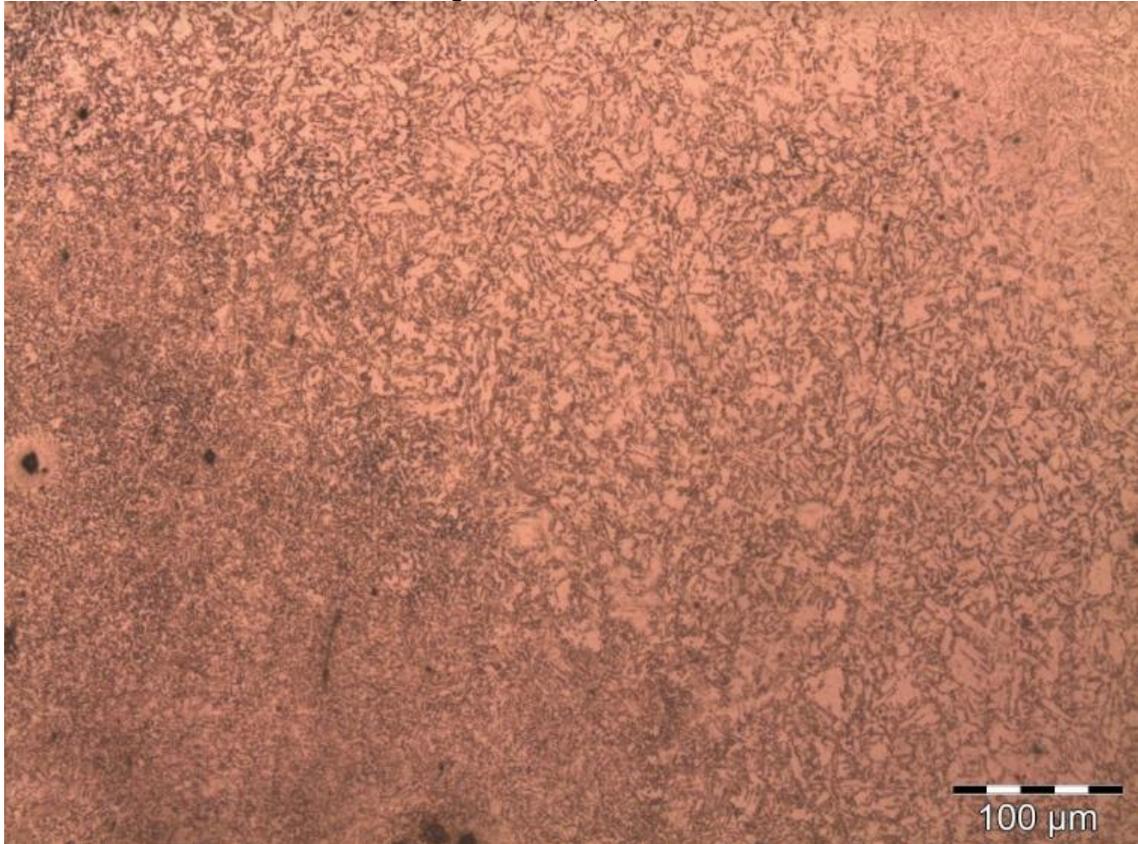


Fonte: A autoria própria.

A microestrutura da zona termicamente afetada pelo calor de grãos finos (ZTA-GF) mostrou uma grande quantidade de grãos refinados de ferrita e perlita. A microestrutura foi composta em sua maioria por ferrita poligonal (PF) e perlita fina FC (P), como visto na Figura 22, que indicou um processo de recristalização ocorrido durante o ciclo de aquecimento da soldagem. Entretanto, nessa região, tanto a temperatura de pico quanto a taxa de resfriamento foram menores que a ZTA-GG, o que permite uma austenitização completa, mas suprime o crescimento de grãos. Além disso, a transformação de fase subsequente de austenita para ferrite proeutectóide e perlita posterior é acompanhada por um processo de taxa de nucleação intensiva com baixa taxa de crescimento, resultando em uma microestrutura com pequeno tamanho de grão, menor que o metal base original. O mesmo comportamento foi encontrado nas amostras com

tratamento criogênico que poderá ser visto na Figura 23 juntamente com a (ZTA-IC).

Figura 23 Micrografia com aumento de 20X da ZTA-IC do corpo de prova com tratamento criogênico. Ataque Nital 3%.



Fonte: Autoria própria.

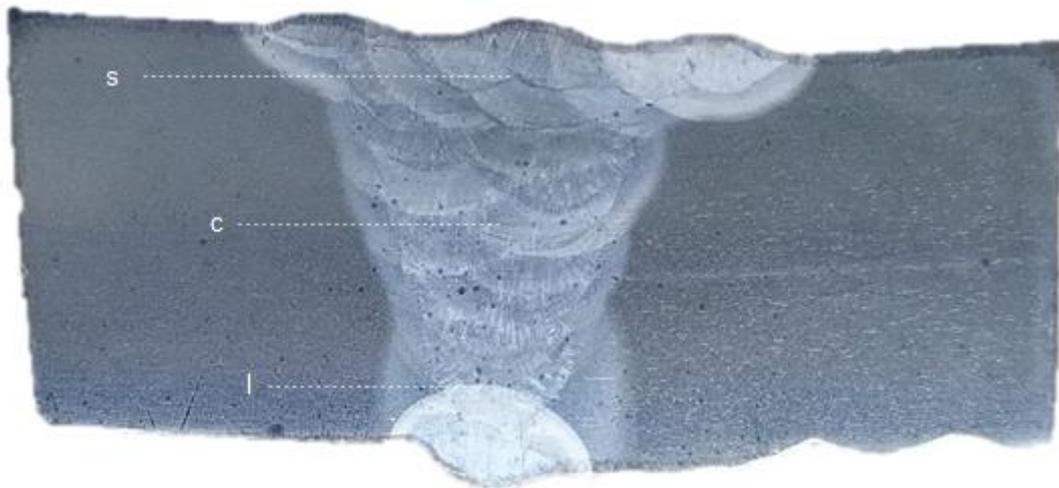
A zona termicamente afetada pelo calor intercrítico (ZTA-IC) é formada durante o aquecimento de uma porção do material a baixas temperaturas, tendo como limite inferior a linha Ac1 e como limite superior a linha Ac3. Neste caso, o material experimentará uma austenitização parcial, na qual a perlita e alguns grãos de ferrita juntos os perlitos sofrerão essa transformação (para a austenita), permanecendo o resto da ferrita inalterado. Assim, ocorre um refinamento parcial do grão nessa região, como pode ser visto na Figura 23.

### **6.1.5 Microdureza nas amostras com e sem tratamento criogênico**

O perfil de microdureza ao longo do cordão de solda para as superfícies interna e externa da amostra com tratamento criogênico é apresentado nas Figuras 25,26,27. Novamente, a ZF apresentou maiores níveis de dureza

quando comparado ao ZTA e metal base para a superfície externa. Para a superfície (c) central interna houve acentuada queda de dureza, principalmente na ZF e no ZTA-GG, o que pode ser atribuído às transformações de fase ocorridas nessas áreas. Esses resultados são bastante positivos, pois mostram que, do ponto de vista da dureza, esse procedimento é capaz de reduzir tal propriedade mecânica (dureza) e, portanto, eliminaria a necessidade de tratamento térmico pós-soldagem.

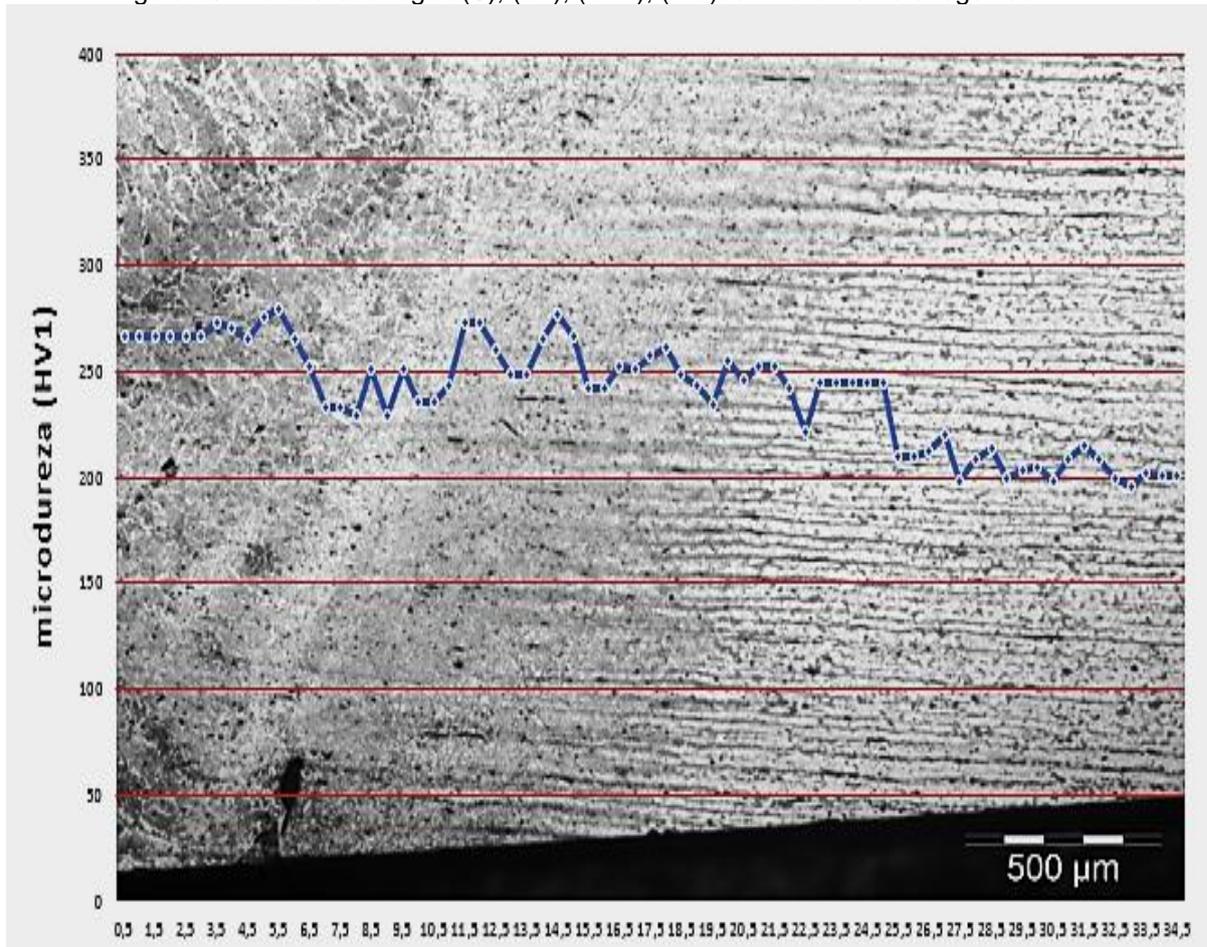
Figura 24 Macro ilustração de endentação da microdureza.



Fonte: Autoria própria.

De acordo com a microestrutura ocorre variações dos valores de microdureza justificando-se principalmente ao ponto de endentação com sua microestrutura (ferrita ou perlita) pode apresentar uma dureza com valores mais altos. Já o valor médio pode ser considerado dentro dos parâmetros de dureza para este tipo de aço. Visto que esse valor foi muito próximo ao apresentado em trabalhos com aço ARBL microligados fabricados através do mesmo processo TMCP.

Figura 25 Microdureza região(S), (ZF), (ZTA), (MB)com tratamento criogênico.



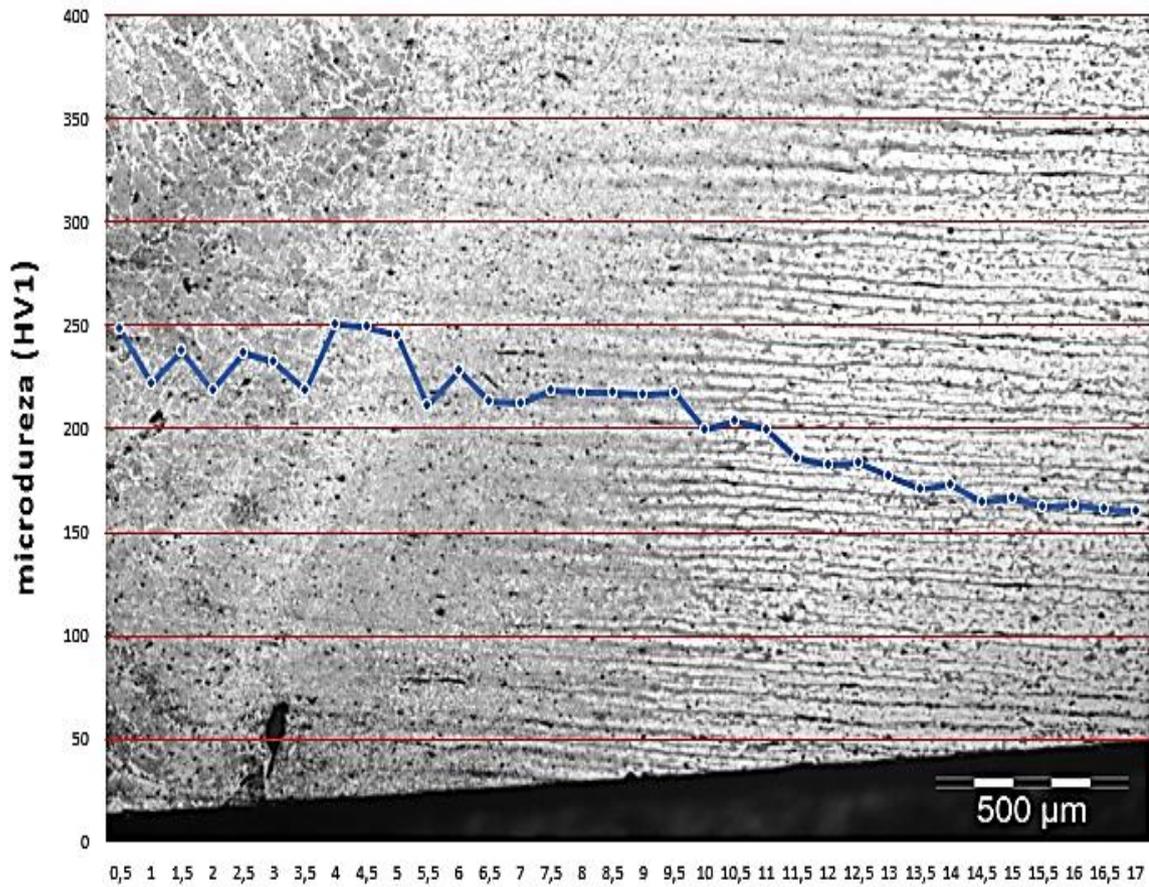
Fonte: Autoria própria.

Tabela 9 Medições de microdureza da região superior da amostra.

Fonte: Autoria própria.

Região (s)	ZF	ZTA	MB
Máxima	276	271	190
Mínima	229	216	186
media	268	253	184

Figura 26 Microdureza região(C), (ZF), (ZTA), (MB)com tratamento criogênico.



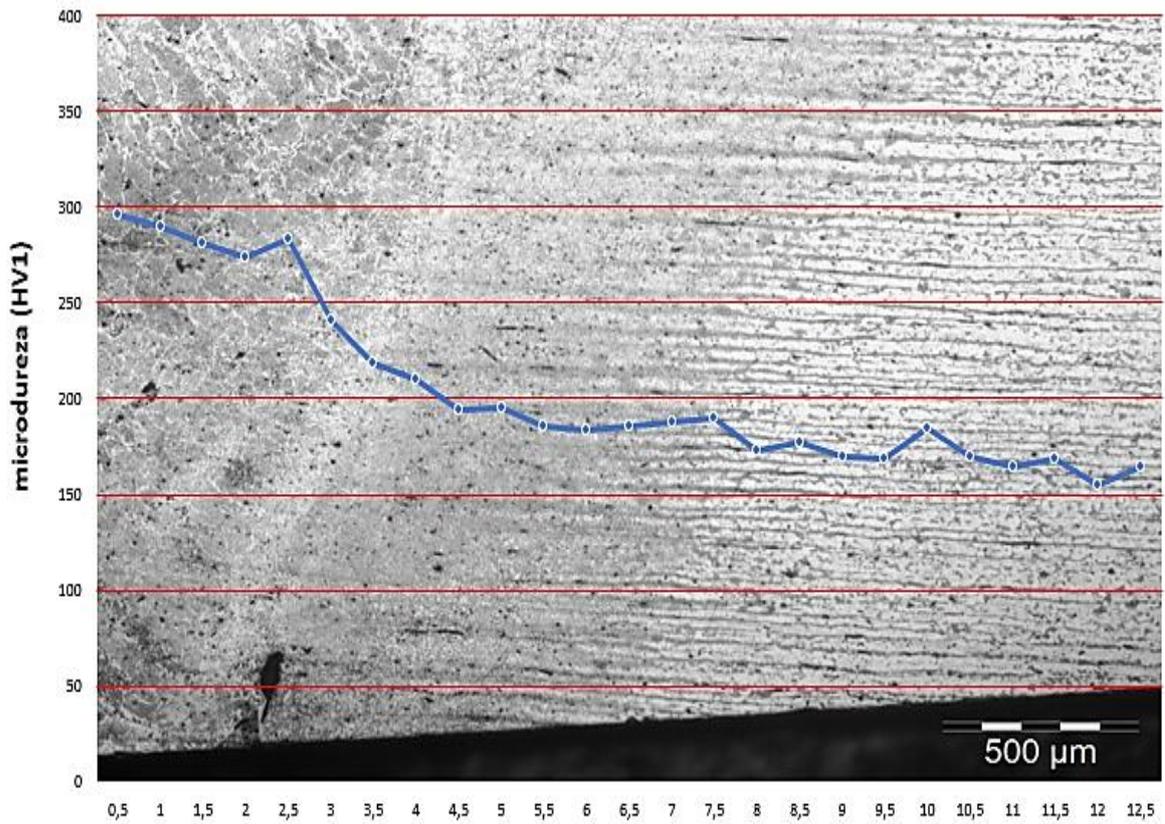
Fonte: Autoria própria.

Tabela 10 Medições de microdureza da região central da amostra.

Fonte: Autoria própria.

Região (s)	ZF	ZTA	MB
Máxima	252	247	190
Mínima	217	226	186
média	268	253	184

Figura 27 Microdureza região(I),(ZF),(ZTA),(MB)com tratamento criogênico.

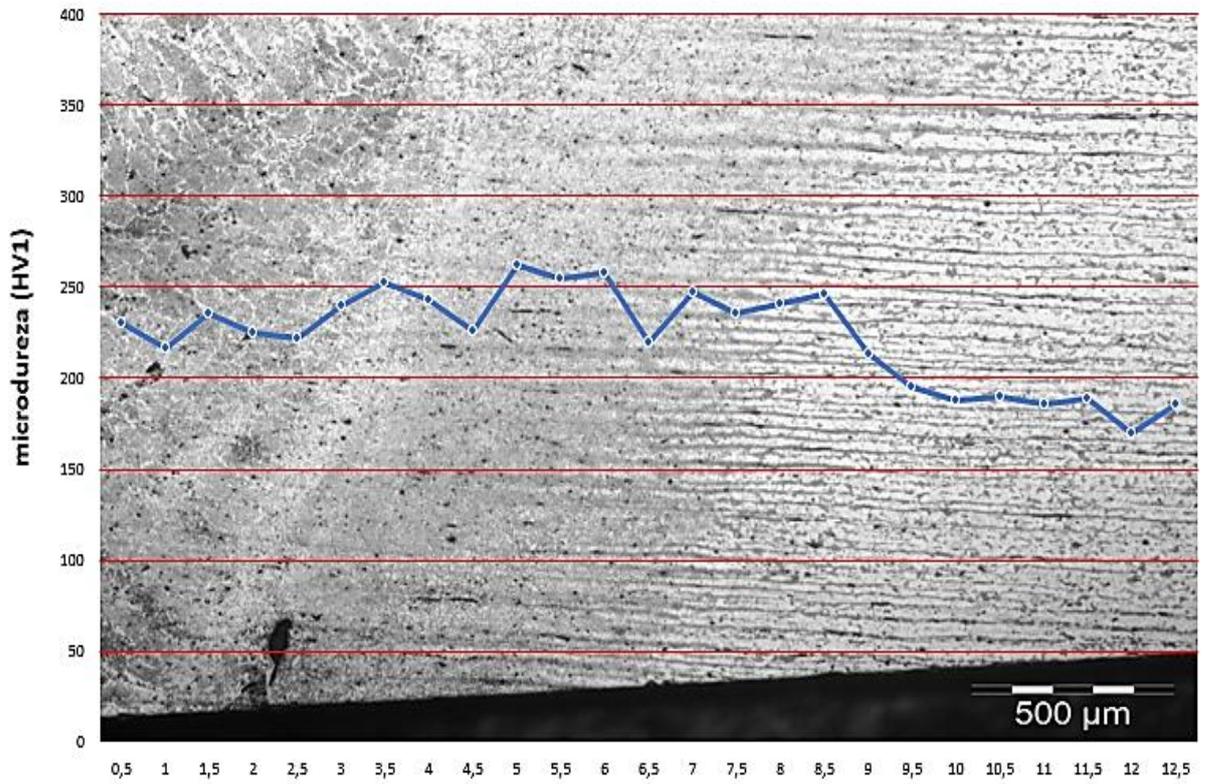


Fonte: Autoria própria.

Tabela 11 Medições de microdureza da região inferior da amostra.  
Fonte: Autoria própria.

Região (s)	ZF	ZTA	MB
Máxima	296	271	189
Mínima	261	216	174
media	272	243	184

Figura 28 Microdureza região(S), (ZF), (ZTA), (MB) sem tratamento criogênico.



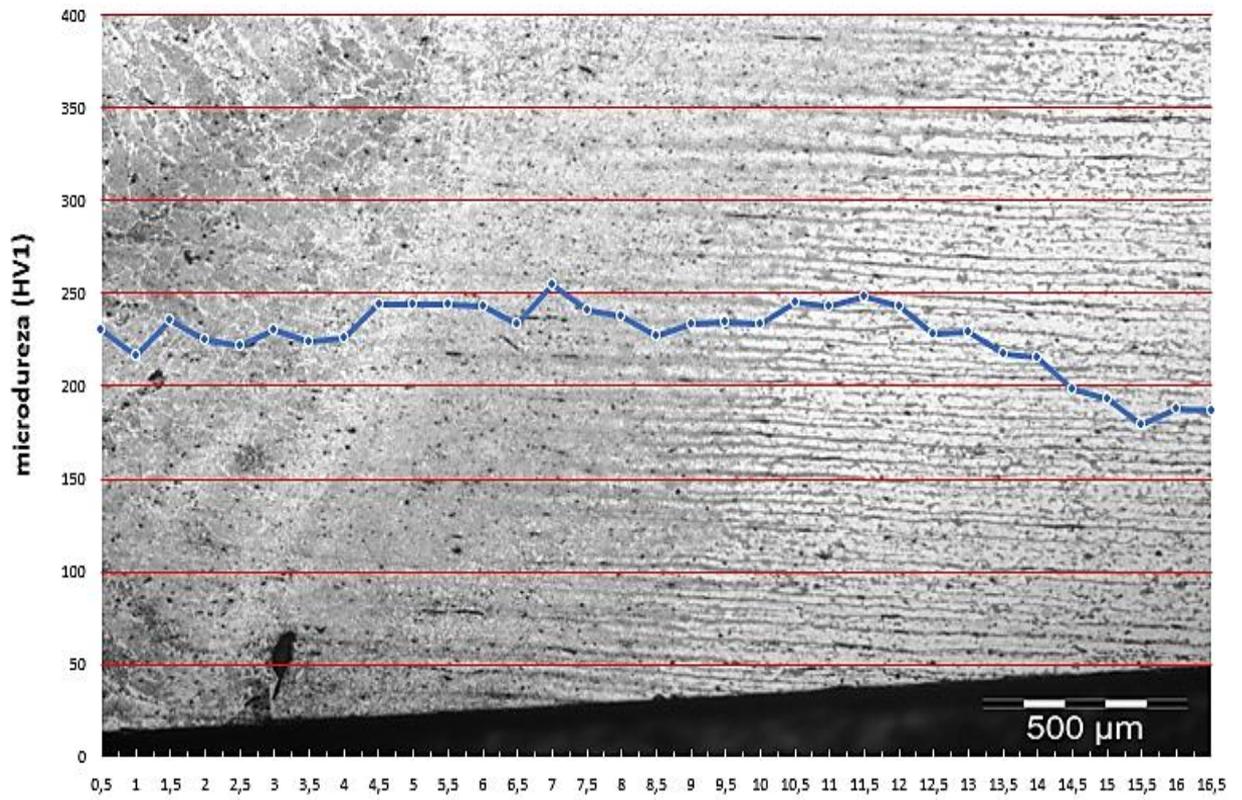
Fonte: Autoria própria.

Tabela 12 Medições de microdureza da região superior da amostra.

Fonte: Autoria própria.

Região (s)	ZF	ZTA	MB
Máxima	286	271	201
Mínima	207	226	189
media	272	253	187

Figura 29 Microdureza região(C), (ZF), (ZTA), (MB) sem tratamento criogênico.



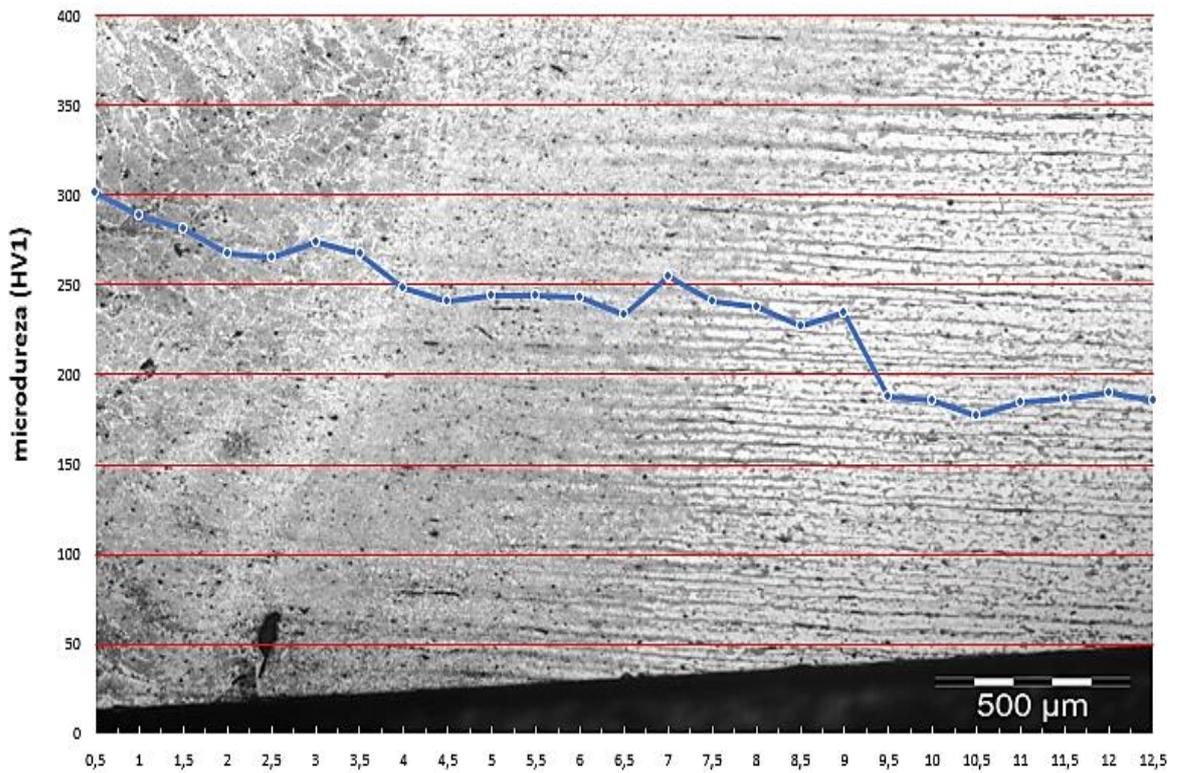
Fonte: Autoria própria.

Tabela 13 Medições de microdureza da região central da amostra.

Fonte: Autoria própria.

Região (s)	ZF	ZTA	MB
Máxima	296	271	190
Mínima	261	216	186
media	272	243	184

Figura 30 Microdureza região(I), (ZF), (ZTA), (MB) sem tratamento criogênico.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 14 Medições de microdureza da região inferior da amostra.

Fonte: Autoria própria.

Região (s)	ZF	ZTA	MB
Máxima	302	262	190
Mínima	241	225	186
media	270	253	184

Para as seis amostras de soldagem os menores valores de pico de microdureza ficaram em torno de 207 HV<sub>0,1</sub> (Figura 28 e Figura 27) e os maiores valores de pico chegaram próximos de 302 HV<sub>0,1</sub> (Figura 30 e Figura 27). Por meio destes gráficos que a microdureza também foi possível observar que a

microestrutura tende a reduzir a medida que se afasta da linha de fusão, com picos de microdureza máxima na zona com maior velocidade de resfriamento e uma diminuição da microdureza deste a zona endurecida até o metal de base definindo a zona não endurecida já com menores taxas de resfriamento.

Quanto maior a energia de soldagem, menor a microdureza máxima alcançada em virtude principalmente de que quanto maior a energia de soldagem, conseqüentemente tem-se uma menor velocidade de resfriamento e assim menores valores de microdureza. O fato principal para isto se deve a diminuição de martensita e austenita retida e aumento de formação bainítica para energias mais altas com tempos de resfriamento maiores [44].

## 7. CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais dos perfis realizados neste trabalho apresentados nas páginas anteriores, medidas de microestrutura e dureza em aço microligado ASTM A131AH36 soldados pelo processo SMAW manual, é possível concluir que:

Alterações microestruturais devido ao ciclo de soldagem não foram capazes de promover a formação de uma microestrutura frágil, como a martensita.

Identificou-se uma combinação satisfatória entre a passagem de raiz e de acabamento foi obtida para ambas as condições (entrada de calor de soldagem alta e baixa), promovendo um refinamento significativo de grãos da ZTA e ZF e também causando uma diminuição nos valores de dureza.

Verificou-se que apesar da preparação do chanfro em v ter apresentado imperfeições, posteriormente corrigidas, a soldagem não apresentou nenhum defeito ou descontinuidade adicional em relação a técnica agregada.

A microdureza vickers medida não foi afetada pelo tratamento criogênico.

A análise metalográfica do material submetidos tratamentos criogênico concluir que:

Não se observou nenhuma alteração na microestrutura do material submetidos ao tratamento criogênico. Isso se dá devidamente à material base se tratar de um aço com elementos de liga (micro ligantes) que auxilia neste efeito. Já vistos em trabalhos e processos similares a este.

## **8. TRABALHOS FUTUROS**

Após a conclusão deste trabalho com a proposta de contribuir para futuras pesquisas relacionadas com soldagem e criogenia, restam algumas sugestões para trabalhos seguintes.

Avaliar a tenacidade ao impacto na aplicação do tratamento criogênico.

Avaliar os perfis das tensões residuais pela soldagem com a técnica de contenção.

Avaliar os perfis das tensões residuais após tratamento criogênico.

Testar com outros materiais.

## 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. DEARDO, Anthony J.; WALSH, Robert A. **High strength low alloy steel**. U.S. Patent n. 5,352,304, 4 out. 1994.
2. BROCKENBROUGH, Roger L.; MERRITT, Frederick S. **Structural steel designer's handbook**. New York: McGraw-Hill, 1999.
3. LU, K. The future of metals. **Science**, v. 328, n. 5976, p. 319-320, 2010.
4. TAMURA, Imao; SEKINE, Hiroshi; TANAKA, Tomo. **Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels**. Butterworth-Heinemann, 2013.
5. SHI, Lei et al. Development of ferrite/bainite bands and study of bainite transformation retardation in HSLA steel during continuous cooling. **Metals and Materials International**, v. 20, n. 1, p. 19, 2014.
6. PERRARD, Fabien. **Caractérisation et modélisation de la précipitation du carbure de niobium et du cuivre dans les aciers bas carbone**. 2004. Tese de Doutorado. Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG.
7. MINTZ, B.; ABUSHOSHA, R.; CROWTHER, D. N. Influence of small additions of copper and nickel on hot ductility of steels. **Materials science and technology**, v. 11, n. 5, p. 474-481, 1995.
8. HAGANS, Patrick L.; HAAS, Christina M. Influence of metallurgy on the protective mechanism of chromium-based conversion coatings on aluminum–copper alloys. **Surface and interface analysis**, v. 21, n. 2, p. 65-78, 1994.
9. BRENNER, Abner; RIDDELL, Grace E. Nickel plating on steel by chemical reduction. **Journal of Research of the National Bureau of Standards**, v. 37, n. 1, p. 31, 1946.
10. HONG, S. G. et al. Evolution of precipitates in the Nb–Ti–V microalloyed HSLA steels during reheating. **Scripta materialia**, v. 48, n. 8, p. 1201-1206, 2003.
11. BEIDOKHTI, Behrooz; KOUKABI, A. H.; DOLATI, A. Influences of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties. **Materials Characterization**, v. 60, n. 3, p. 225-233, 2009.
12. KANT, Krishan et al. Effects of Various Process Parameters by Tensile and Toughness Test on Weld Joint Quality of HSLA Steel during Submerged Arc Welding. 2016.
13. MESSLER JR, Robert W. **Principles of welding: processes, physics, chemistry, and metallurgy**. John Wiley & Sons, 2008.
14. WEMAN, Klas. **Welding processes handbook**. Elsevier, 2011.

15. LIPPOLD, John C. **Welding metallurgy and weldability**. John Wiley & Sons, 2014.
16. XU, W. W. et al. Effect of welding heat input on simulated HAZ microstructure and toughness of a VN microalloyed steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 14, n. 5, p. 234-239, 2007.
17. BELTRÁN, M. et al. The Effect of Pearlite Banding on the Mechanical Anisotropy of Low Carbon Steel. In: **International Conference on New Trends in Fatigue and Fracture**. Springer, Cham, 2017. p. 57-65.
18. SHOW, B. K. et al. Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 6, p. 1595-1604, 2010.
19. FONSTEIN, Nina. **Advanced high strength sheet steels: physical metallurgy, design, processing, and properties**. Springer, 2015.
20. GAVRILJUK, Valentin G.; BERNS, Hans. **High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications**. Springer Science & Business Media, 2013.
21. GHOSH, Prakriti Kumar. Introduction to Gas Metal Arc Welding Process. In: **Pulse Current Gas Metal Arc Welding**. Springer Singapore, 2017. p. 1-30.
22. SMITH, Brian D.; SMITH, Brian. **Welding practice**. Routledge, 2014.
23. PHOUNIUM, Rittichai; POOPAT, Bovornchok. On-Line Quality Monitoring of Welding Defect Susceptibility in SMAW. In: **The 4th Thailand Material Science and Technology Conference, MSATIV, Tha Khlong**. 2006.
24. FLYNN, Thomas. **Cryogenic engineering, revised and expanded**. CRC Press, 2004.
25. POBELL, Frank. **Matter and methods at low temperatures**. Springer Science & Business Media, 2007.
26. BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. **Steels: microstructure and properties**. Butterworth-Heinemann, 2017.
27. SHI, Yaowu; HAN, Zhunxiang. Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800MPa grade high strength low alloy steel. **Journal of materials processing technology**, v. 207, n. 1, p. 30-39, 2008.
28. KIM, Ki Hyuk et al. Influence of Carbon Equivalent Value on the Weld Bead Bending Properties of High-Strength Low-Alloy Steel Plates. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 33, n. 4, p. 321-329, 2017.

29. ALIPOORAMIRABAD, Houman et al. Residual stress-microstructure-mechanical property interrelationships in multipass HSLA steel welds. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 231, p. 456-467, 2016.
30. MUZNY, Chris. **About Cryogenics**. 2016.
31. FOERG, Wolfgang. History of cryogenics: the epoch of the pioneers from the beginning to the year 1911. **International journal of refrigeration**, v. 25, n. 3, p. 283-292, 2002.
32. SCURLOCK, Ralph Geoffrey (Ed.). **History and origins of cryogenics**. Clarendon Press, 1992.
33. KALIA, Susheel. Cryogenic processing: a study of materials at low temperatures. **Journal of Low Temperature Physics**, v. 158, n. 5, p. 934-945, 2010.
34. GRONG, O.; MATLOCK, David K. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals. **International Metals Reviews**, v. 31, n. 1, p. 27-48, 1986.
35. BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. **Steels: microstructure and properties**. Butterworth-Heinemann, 2017.
36. LIU, Zu Ming et al. Plasma arc welding: process variants and its recent developments of sensing, controlling and modeling. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 23, p. 315-327, 2016.
37. OLSON, David L. (Ed.). **ASM handbook: welding, brazing, and soldering**. Asm Intl, 1993.
38. DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. Thermal efficiency of arc welding processes. **Welding Journal-Including Welding Research Supplement**, v. 74, n. 12, p. 406, 1995.
39. GLUDOVATZ, Bernd et al. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. **Science**, v. 345, n. 6201, p. 1153-1158, 2014.
40. GILMORE, David G.; DONABEDIAN, Martin (Ed.). **Spacecraft thermal control handbook: cryogenics**. AIAA, 2003.
41. KOU, Sindo. **Welding metallurgy**. John Wiley & Sons, 2003.
42. KOBAYASHI, Yukio et al. Influência da composição do revestimento de eletrodos básicos sobre as características econômicas e operacionais. 1987.
43. MAZZAFERRO, J. A. E.; MACHADO, I. G. Study of arc stability in underwater shielded metal arc welding at shallow depths. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science**, v. 223, n. 3, p. 699-709, 2009.

44. COZZA, Leandro Macedo 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.