

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE  
ESCOLA DE ENGENHARIA

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

**PPMec**

**AVALIAÇÃO COMPARATIVA DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS  
POR ENSAIOS CONVENCIONAIS E POR SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL NOS  
AÇOS ESTRUTURAIS ASTM A36 E MICROLIGADO PELO PROCESSO GMAW**

Diego Mion do Carmo

Rio Grande

2018

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE  
ESCOLA DE ENGENHARIA

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

**PPMec**

Diego Mion do Carmo

**AVALIAÇÃO COMPARATIVA DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS  
POR ENSAIOS CONVENCIONAIS E POR SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL NOS  
AÇOS ESTRUTURAIS ASTM A36 E MICROLIGADO PELO PROCESSO GMAW**

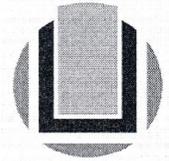
Orientador: Professor Dr. Jorge Luís Braz Medeiros.

Rio Grande

2018



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica  
PPMec



Ata nº **03/2018** da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos vinte e quatro dias do mês de janeiro de dois mil e dezoito, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, às quatorze horas no Auditório da Fabricação Mecânica no Campus Carreiros, a que se submeteu o mestrando **Diego Mion do Carmo**, nacionalidade brasileira, dissertação ligada a Linha de Pesquisa em Simulação e Controle de Processos de Fabricação do PPMec, com o seguinte título: **AVALIAÇÃO COMPARATIVA DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS POR ENSAIOS CONVENCIONAIS E POR SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL NOS AÇOS ESTRUTURAIS ASTM A36 E MICROLIGADO PELO PROCESSO GMAW**. Referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores Luciano Volcanoglo Biehl e Vinícius Martins, sob a presidência do Professor Jorge Luis Braz Medeiros. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

1. Jorge Luis Braz Medeiros: APROVADO
2. Luciano Volcanoglo Biehl: APROVADO
3. Vinícius Martins: APROVADO

Foi concedido um prazo de 30 dias, para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

1. Jorge Luis Braz Medeiros

CPF: 588.871.210-87

2. Luciano Volcanoglo Biehl

CPF: 575.195.100-00

3. Vinícius Martins

CPF: 971.591.310-53

Diego Mion do Carmo : Diego Mion do Carmo

## RESUMO

A avaliação comparativa das propriedades mecânicas em junta de topo obtidas por ensaios convencionais nos aços ASTM A131 A36 e microligado mostraram melhor resposta mecânica aos ensaios experimentais e simulações computacionais através de valores superiores para tensões de escoamento e ruptura para o aço microligado alta resistência baixa liga. Para tal, foi realizada análise química das amostras para comparar com valores de referência para os aços objetos de estudo, processo de soldagem GMAW em junta de topo com execução de três passes para o ASTM A131 A36 e quatro passes para o microligado, usinagem dos corpos de prova para produção das geometrias definidas e orientadas pelas normas NBR ISO 6892.1 e ISO/TR 14345. O processo de soldagem teve como metal de adição o arame sólido ER70S-6, conforme especificação da AWS A5.18 por ter em sua composição elementos que promovem resistências superiores aos do metal base, atendendo dessa forma ambos os aços objetos de estudo; para proteção do arco elétrico foi utilizado um mistura de Argônio com 10% CO<sub>2</sub> a fim de estabilizar arco e manter uma atmosfera mais próximo possível da inerte promovendo uma união definitiva de qualidade. Foi realizado ainda micrografia através de processo utilizando ataque químico e microscópio óptico para então ser realizado ensaio de tração em máquina de ensaios mecânicos universal. Para o aço microligado também foi realizado simulação computacional para vida em fadiga de junta cruciforme e comparado com resultados da literatura não apresentando resultados aceitáveis pelo fato dos coeficientes de segurança serem de ordem elevada em demasia.

**Palavras-chave:** Junta de topo, GMAW, propriedades mecânicas, ASTM A131 A36, microligado.

## ABSTRACT

The comparative evaluation of the mechanical properties in the butt joint obtained by conventional tests in the ASTM A131 A36 and microalloy steels showed better mechanical response to experimental tests and computer simulation through higher values for yield and ultimate tensions for steel high resistance low alloy (microalloy). For such, the mechanical analysis of the samples was carried out to compare with reference values for the steel, study objects, GMAW welding process in the butt joint with the execution of three passes for the ASTM A131 A36 and four passes for the microalloy, machining of the specimens to produce the geometries defined and guided by standards NBR ISO 6892.1 and ISO/TR 14345. The welding process had the solid wire ER70S-6 as the metal filling, according to the specification of AWS A5.18 because it has in the composition elements that promote resistances higher than the base metal, taking care of both steel, objects of study; For electric arc protection, a mixture of Argon with 10% CO<sub>2</sub> was used in order to stabilize arc and maintain an atmosphere as close as possible to the inert by promoting a definitive union of quality. It was also performed micrographing through process using chemical attack and optical microscope, then be carried out tensile test in universal mechanical testing machine. For the microalloy steel was also performed computer simulation for life in fatigue in cruciform joint and compared to literature results, not presenting acceptable results by the fact that the safety coefficients were too high order.

**Keywords:** Butt joint, GMAW, mechanical properties, ASTM A131 A36, microalloy.

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	14
<b>1.1 Objetivos gerais</b> .....	15
<b>1.2 Objetivos específicos</b> .....	15
<b>2 REVISÃO DE LITERATURA</b> .....	16
<b>2.1 Produção de aços convencionais e microligados</b> .....	16
<b>2.2 Elementos de liga nos diferentes tipos de aço</b> .....	17
<b>2.3 Microestruturas em aços convencionais e microligados</b> .....	18
<b>2.4 Mecanismos de endurecimento</b> .....	22
<b>2.5 Transformações de fase</b> .....	24
<b>2.6 Diagramas de transformações isotérmicas e resfriamentos contínuos</b> .....	25
<b>2.7 Taxas de aquecimento e resfriamento</b> .....	27
<b>2.8 Tipos de Juntas</b> .....	29
<b>2.9 Processo de soldagem MIG/MAG</b> .....	30
<b>2.10 Parâmetros de soldagem</b> .....	31
<b>2.11 Simulação Numérica</b> .....	33
2.11.1 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS .....	33
2.11.2 MODELO DE SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL PARA VIDA EM FADIGA.....	34
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	37
<b>3.1 Análise Química</b> .....	37
<b>3.2 Definição da geometria da peça</b> .....	38
<b>3.3 Definição do processo de soldagem</b> .....	39
<b>3.4 Definições dos equipamentos e materiais para o processo de soldagem e corte</b> .....	39
3.4.1 FONTE DE SOLDAGEM .....	39
3.4.2 ALIMENTADOR DE ARAME.....	40
3.4.3 TOCHA .....	40
3.4.4 SISTEMA DE TRANSLAÇÃO DA TOCHA .....	40
3.4.5 GÁS DE PROTEÇÃO .....	41
3.4.6 METAL DE ADIÇÃO .....	41
<b>3.5 Dimensionamento dos corpos de prova</b> .....	41
3.5.1 FORMA.....	41
3.5.2 DIMENSÕES .....	42
3.5.3 ESTIMATIVA DA INCERTEZA.....	42
<b>3.6 Aquisição de dados</b> .....	42
3.6.1 ESPECTRÔMETRO.....	42

3.6.2 MICRODUREZA.....	43
3.6.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	43
3.6.4 ENSAIOS MECÂNICOS .....	44
3.6.5 DEFINIÇÃO DO <i>SOFTWARE</i> DE SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL.....	44
3.6.6 <i>SOFTWARE</i> E <i>HARDWARE</i> .....	44
<b>3.7 Processo de soldagem.....</b>	<b>45</b>
<b>3.8 Conversão microdureza para tensão de ruptura pela norma ASTM E140 .....</b>	<b>46</b>
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>47</b>
<b>4.1 Análises químicas .....</b>	<b>47</b>
<b>4.2 Microdureza.....</b>	<b>48</b>
<b>4.3 Análise microestrutural.....</b>	<b>49</b>
<b>4.4 Ensaio Mecânicos.....</b>	<b>50</b>
<b>4.5 Ensaio de fadiga.....</b>	<b>52</b>
<b>4.6 Simulações computacionais .....</b>	<b>52</b>
4.6.1. TRACÇÃO .....	53
4.6.2 FADIGA.....	54
<b>4.7 Considerações finais.....</b>	<b>56</b>
<b>5. CONCLUSÕES.....</b>	<b>58</b>
<b>6. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>59</b>
<b>7 REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>60</b>
<b>APÊNDICE A .....</b>	<b>65</b>
<b>APÊNDICE B.....</b>	<b>66</b>
<b>APÊNDICE C .....</b>	<b>67</b>
<b>APÊNDICE D .....</b>	<b>68</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1– Estrutura do alto-forno .....	16
Figura 2 - ZTA.....	20
Figura 3 – Diferença microestrutural entre região de crescimento de grão e região que sofreu coalescimento .....	21
Figura 4 – Transformação tempo-temperatura para aço carbono.....	25
Figura 5 – Diagrama de transformação isotérmico para aço carbono .....	26
Figura 6 – Curvas de resfriamento moderado e lento para aço carbono.....	26
Figura 7 – Elemento infinitesimal e componentes para transferência de calor.....	28
Figura 8 – Exemplos de tipos de junta.....	29
Figura 9 - Esquema da transferência metálica pelo processo GMAW .....	31
Figura 10 – Distribuição de potencial de um arco e suas regiões: (a) Zona de queda catódica, (b) Coluna do arco de plasma e (c) Zona de queda anódica .....	31
Figura 11 – DBCP (Distância bico de contato peça).....	33
Figura 12 – Diagrama de blocos metodologia de execução.....	37
Figura 13 – Corpo de prova junta de topo e junta cruciforme .....	39
Figura 14 – Microdurezas encontradas no material base, ZTA e zona fundida do aço ASTM A36.....	48
Figura 15 – Microdurezas encontradas no material base, ZTA e zona fundida do aço microligado.....	48
Figura 16 – Microestrutura do metal base constituída por ferrita e perlita nos aços ASTM A36 (a) e microligado (b). .....	49
Figura 17 – Microestrutura ZAC constituída por ferrita e perlita no aço ASTM A36 (a) e ferrita, perlita e bainita no aço microligado (b).....	50
Figura 18 – Microestrutura ZF constituída por perlita e dendritas no (a) aço ASTM A36 e ferrita, perlita, dendritas e bainita no (b) aço microligado.....	50
Figura 19 – Gráfico tensão deformação para o Aço ASTM A36.....	51
Figura 20 – Gráfico tensão deformação para o aço microligado.....	51

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição Química dos aços ASTM A36 e ASTM A131 AH36 (microligado)	38
Tabela 2 – Dados técnicos fonte de soldagem.....	39
Tabela 3 – Dados técnicos alimentador de arame .....	40
Tabela 4 – Dados técnicos sistema de translação da tocha .....	40
Tabela 5 – Composição química metal de adição .....	41
Tabela 6 – Dados técnicos do espectrômetro .....	42
Tabela 7 – Dados técnicos do microdurômetro Shimadzu.....	43
Tabela 8 – Parâmetros utilizados no processo de soldagem experimental ASTM A36 .....	45
Tabela 9 – Parâmetros utilizados no processo de soldagem experimental microligado.....	46
Tabela 10 – Composição química dos aços ASTM A36 e microligado .....	47
Tabela 11 – Resultados ensaio de fadiga junta cruciforme.....	52
Tabela 12 – Número de ciclos e fator de segurança para carga de 65 kN na junta cruciforme via simulação computacional para o aço microligado para os diferentes dados de entrada ....	55

## LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1.....	16
Equação 2.....	17
Equação 3.....	17
Equação 4.....	17
Equação 5.....	17
Equação 6.....	17
Equação 7.....	27
Equação 8.....	27
Equação 9.....	28
Equação 10.....	28
Equação 11.....	28
Equação 12.....	29
Equação 13.....	34
Equação 14.....	34
Equação 15.....	35
Equação 16.....	35
Equação 17.....	35
Equação 18.....	35
Equação 19.....	36

## LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

1. MPa:  $10^6$  N/m<sup>2</sup>;
2. FPSO: Unidade flutuante de armazenamento e transferência;
3. TMCP: Laminação controlada com resfriamento acelerado;
4. J: Joule;
5. °C: Graus Celsius;
6. °F: Graus Fahrenheit;
7. e<sup>-</sup>: Elétron;
8. AISI: Instituto Americano de Aço e Ferro;
9. SAE: Sociedade dos Engenheiros Automotivos;
10. ARBL: Alta resistência baixa liga;
11. ZTA: Zona termicamente afetada;
12. Ac1: Caracteriza a transformação entre si de austenita + cementita e ferrita + cementita no diagrama de equilíbrio Ferro Carbono;
13. Ac3: Caracteriza a transformação entre si de austenita e ferrita + austenita no diagrama de equilíbrio Ferro Carbono compreendido;
14. ZTMA: Zona termicamente mais afetada;
15. MS: Metal de solda;
16. ZACGG: Zona afetada pelo calor, grãos grosseiros;
17. ZACGR: Zona afetada pelo calor, grãos refinados;
18. ZACIC: Zona afetada pelo calor zona intercrítica;
19. MA: Martensita austenita;
20. Ms: Martensita inicial;
21. TRC: Transformação por resfriamento contínuo;
22. QL: Energia líquida;
23.  $\eta$ : rendimento;
24. V: Tensão elétrica;
25. I: Corrente;
26. HL: Aporte de energia líquida;
27. v: velocidade;
28. K: Coeficiente de condutividade térmica;
29.  $\partial T$ : Derivada parcial temperatura;
30.  $\partial x$ : Derivada parcial coordenada x;

31.  $\sigma_y$ : Derivada parcial coordenada y;
32.  $\sigma_z$ : Derivada parcial coordenada z;
33.  $\sigma_t$ : Derivada parcial tempo;
34.  $q'$ : Taxa de calor;
35.  $\rho$ : massa específica;
36. CP: Calor específico;
37. q: Calor;
38. TP: Temperatura de pico;
39.  $T_0$ : Temperatura inicial;
40. e: Espessura;
41. c: Comprimento;
42. h: Altura;
43.  $v_f$ : Volume final;
44.  $\phi$ : Fluxo de calor bidimensional;
45. MIG: *Metal inert gas*;
46. MAG: *Metal activ gas*;
47. CC+: Corrente continua polo positivo;
48. CC-: Corrente continua polo negativo;
49. CA: Corrente alternada;
50. DBCP: Distância bico de contato peça;
51.  $n$ : Número de dimensões;
52.  $u$ : Elemento infinitesimal;
53.  $U$ : Elemento infinitesimal;
54.  $\zeta$ : Medida normalizada ao longo da curva;
55.  $\varphi$ : Função básica quadrática;
56.  $\Delta$ : Variação;
57.  $\epsilon$ : Deformação;
58.  $\sigma$ : Tensão mecânica;
59. E: Módulo de elasticidade;
60.  $N_f$ : Número de ciclos para fadiga;
61. Hz: Hertz;
62. Kg: Quilograma;
63. m: Metro;
64. min: Minuto;

65. mm: Milímetro;
66. W: Watts;
67. cm: Centímetro;
68.  $d_0$ : Diâmetro;
69. Lc: Comprimento entre orelhas;
70. L0: Comprimento entre marcas de referência;
71. S0: Seção inicial;
72.  $b_0$ : Largura do corpo de prova;
73. N: Newton;
74. kN:  $10^3$  Newtons;
75.  $\mu\text{m}$ : Micrometro;
76. #: Granulometria;
77. CAD: *Computer Aided Design*;
78.  $\sigma_f$ : Coeficiente de tensão em fadiga;
79. B: Expoente Basquin (Tensão em fadiga);
80.  $\epsilon_f$ : Coeficiente ductilidade em fadiga;
81. C: Expoente ductilidade em fadiga;
82.  $K'$ : Coeficiente tensão cíclica;
83.  $n'$ : Expoente endurecimento cíclico;
84.  $e'$ : Deformação elástica nominal;
85. S: Tensão elástica nominal;
86.  $\sigma_{alt}$ : Tensão alternada;
87.  $\sigma_{med}$ : Tensão média;
88.  $S_{te}$ : Tensão nominal de escoamento;
89.  $S_{lr}$ : Tensão nominal limite resistência;
90.  $S_{lrup}$ : Tensão nominal limite ruptura;
91.  $S_{trup}$ : Tensão nominal ruptura;
92.  $\epsilon_{rup}$ : Deformação ruptura

## 1. INTRODUÇÃO

A indústria naval brasileira se desenvolveu bastante no final da década de 1950 até seu apogeu no começo da década de 1980. O declínio durou até sua quase estagnação no final da década de 1990, fechando muitos estaleiros e estes fechando seus departamentos de projeto, optando por terceirização da atividade. A demanda de embarcações era atendida pela indústria naval estrangeira, de diversos países com ênfase para os asiáticos. Por volta de 1998, com objetivo de atender a demanda crescente da produção de petróleo em alto-mar pela Petrobras, há um movimento de retomada da produção naval. No começo dos anos 2000, a Petrobras lançou o Programa de Modernização da Frota de Apoio Marítimo (Prorefam) e o Programa Navega Brasil (aumento do financiamento e prazo para armadores), ocorrendo a explosão da demanda de embarcações de apoio pela Petrobras para exploração *offshore*, tornando requisito básico navios de bandeira brasileira, tirando do  $v = 0$  a produção naval no Brasil. Em 2006, a Transpetro selecionou estaleiros que construiriam 23 novos petroleiros para modernização e a expansão de sua frota. Já em 2007, teve início o Programa de Modernização e Expansão da Frota (PROMEF), encomendas da Transpetro chegariam a 42 navios mercantes, 7 aliviadores, 146 de apoio *offshore* e 40 navios sonda a fim de atender a demanda *offshore*, cabotagem e apoio portuário. Por ser considerada de importância estratégica para qualquer nação ao necessitar de grandes quantidades de mão-de-obra, muitos recursos financeiros e o alto retorno do investimento ao longo de muitos anos, o Brasil adotou algumas medidas como inclusão desse segmento industrial no PAC, maior oferta dos recursos para financiamento pelo Fundo da Marinha Mercante (FMM), criação do Fundo de Garantia da Construção Naval (FGCN) e isenções fiscais para navipeças e estaleiros.

Os aços alta resistência baixa liga (microligados) são largamente utilizados pela indústria naval por apresentarem propriedades mecânicas da ordem de 450 MPa, são dúcteis, conformáveis, usináveis, aceitam tratamento térmico e em atmosferas normais são mais resistentes a corrosão que aços baixo carbono comuns. Por conta dessas boas características são muito especificados para aplicações onde a tensão estrutural é crítica como pontes, torres, colunas e vasos de pressão. Com o avanço dos processos de fabricação passou a ser aplicado o TMCP (laminação controlada com resfriamento acelerado) promovendo incremento das propriedades mecânicas mantendo requisitos de ductilidade e comportamento dúctil-frágil aceitáveis mesmo em temperaturas criogênicas. O aço ASTM A131 Grau AH36 e EH36 são aços de alta resistência baixa liga com comportamento dúctil-frágil apresentando tenacidade de 34 J a 0 °C e -40 °C,

respectivamente. Os estaleiros têm empregado essa especificação de aço em cascos de navios petroleiros, sondas, plataformas FPSO's e embarcações de apoio com espessura de 20 mm para o AH36 e espessuras de 40 e 50 mm para o EH36. Para elementos estruturais como casco e bases de cavernas o EH36 necessidade de maior tenacidade a baixas temperaturas e para elementos internos que trocam menos calor com o ambiente externo é escolhido o AH36. São aços com pouca pesquisa sobre soldabilidade e validações para simulações computacionais, motivando o presente trabalho e contribuir para o avanço tecnológico da indústria naval nacional.

### **1.1 Objetivos gerais**

Os objetivos gerais da presente dissertação de mestrado em engenharia mecânica são de cunho relacionado à pesquisa e avanço tecnológico em processos de fabricação, materiais e uso de simulação computacional para determinações e verificações de processos e materiais atualmente utilizados na construção naval, incluindo navios petroleiros, plataformas FPSO's, navios sonda, navios de apoio às operações *offshore* e utilização de aços microligados. As juntas soldadas de topo e cruciforme devem ser investigadas com especial atenção quanto a sua resistência mecânica, vida em fadiga e microestrutura a fim de buscar o avanço tecnológico já mencionado.

### **1.2 Objetivos específicos**

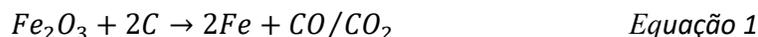
Como objetivos específicos, pretende-se avaliar e comparar o perfil de microdureza para os aços ASTM A36 e microligado a fim de constatar fases presentes e concluir se é previsto incremento de propriedades mecânicas ao longo da união soldada em junta de topo. Comparar os resultados dos ensaios mecânicos com as simulações computacionais e determinar um fator de segurança para as comparações pontualmente. Aceitar ou descartar as simulações computacionais para vida em fadiga através de comparação com resultados experimentais oriundos da literatura atual.

## 2 REVISÃO DE LITERATURA

### 2.1 Produção de aços convencionais e microligados

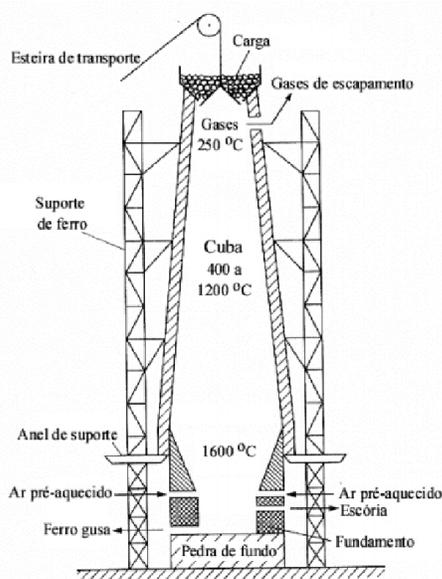
Conforme tecnologia utilizada atualmente, a principal forma de produção de aços convencionais é pelo processamento por lingotamento contínuo ou convencional.

A equação de balanceamento da transformação de minério de ferro em aço é [1]:



A redução final de óxido em ferro gusa requer temperaturas da ordem de 1600°C, para poder vencer a barreira química de oxido-reduções e físicas ou térmicas da fusão do ferro. Para produzir aços com qualidade, componentes, proporções corretas e propriedades são descritos os processos necessários a seguir, indicados na Figura 1.

Figura 1– Estrutura do alto-forno



Fonte: [2]

O primeiro passo para processar o ferro no estado líquido em aço de alta qualidade requer um alto-forno, o qual tem evoluído através dos séculos em um eficiente trocador de calor e massa. O minério de ferro (em pelotas ou sinter), o coque e o fundente (calcário) são sucessivamente injetados desde a parte superior do alto do forno. A carga metálica é fundida e desce lentamente com a injeção da lança (levando até 8 horas) e é gradualmente aquecido pelos gases a alta temperatura que ascendem da parte inferior do forno (CO, CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O) levando 3 segundos até a parte superior. Pelo ambiente ser rico em monóxido de carbono,

desenvolve maior redução no óxido de ferro. Assim, as pelotas são gradualmente reduzidas como resultado de transferência de massa do monóxido de carbono e hidrogênio da fase gasosa em pelotas [1]:



A desoxidação final é encerrada em baixo na zona de coesão, onde altas temperaturas e altas condições de redução resultam FeO em ferro. Impurezas como sílica, enxofre, alumina e magnésio presentes no minério de ferro e seus finos originais e coque, associados com calcário são removidos como escória. Para assegurar que a escória seja fluida, uma composição de 40% SiO<sub>2</sub>, 50%CaO (+MgO) e 10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> é desejado em combinação com a região eutética ternária. A redução final das pelotas, minério ou sinter toma a forma:



O CO<sub>2</sub> da equação 6 reage imediatamente com o carbono coque para formar CO:



Conceitos básicos como oxidação e redução devem ser bem entendidos para que o assunto seja bem compreendido. Redução ocorre quando os termos da esquerda se aglutinam formando um termo na direita, como descrito em  $A + e^- \rightarrow A^-$ . Enquanto oxidação ocorre quando o termo da esquerda se separa em dois ou mais termos na direita, conforme balanceado em  $A \rightarrow A^+ + e^-$ . Para obter o potencial de redução em uma reação reversa, o sinal do potencial deve ser invertido [3].

## 2.2 Elementos de liga nos diferentes tipos de aço

Os aços com elementos de liga, em geral são todos os aços que ultrapassam o limite de manganês, enxofre, fósforo e silício em aços carbono ou os quais contém outros elementos de liga. Aços liga são nomeados pelo elemento de liga ou elementos de liga tendo a maior influência na performance ou nomeado em função de uma característica chave, mecanismo de processamento ou aplicação [4]. Assim, a predominância de alguns termos como aços, aços inoxidáveis, aços ao níquel; aços endurecidos por precipitação; aços ferramentas; aços válvula; etc. Conforme AISI ou SAE, as designações de aços são usualmente descritos por quatro numerais – 13XX até 91XX. Os dois primeiros numerais designam o elemento de liga, ou elementos, e os dois últimos indicam porcentagem peso de carbono [1]. Algumas

vezes três numerais são usados para designar o conteúdo de carbono, e uma letra, como W para tungstênio, segue os dois primeiros numerais para indicar um elemento de liga que não tenha sido indicado pelos dois primeiros numerais. Para designar algum procedimento especial durante a etapa da aciaria é usado como prefixo uma letra e a letra H como sufixo para designar requisitos específicos de dureza. Ao designar aços alta resistência baixa liga (microligados) é usado um sistema de três números, 9XX, com os dois últimos números indicando tensão de escoamento [4].

Aços baixo carbono possuem geralmente menos de 0,3% em peso de carbono e baixa temperabilidade; o aumento de resistência mecânica é promovido pelo trabalho a frio ou tratamento termoquímico de cementação ou carbonitreção. Os principais constituintes da microestrutura são a ferrita e perlita quando forjados, laminados, trefilados, normalizados ou recozidos [4]. Apresentam boa ductilidade, usinabilidade, soldabilidade e baixo custo, porém apresentam baixa resistência mecânica comparados com os aços de maior teor de carbono ou elementos de liga. Aplicações típicas incluem treliças, longarinas e demais itens estruturais de baixa resistência mecânica. Há também os aços baixo carbono e alta resistência, conhecidos como ARBL ou microligados. Estão classificados como uma nova geração de aços com alta resistência e baixa liga. Apresentam em sua composição química elementos como Nb, V e B que ancoram o crescimento de grão e o movimento de discordâncias aumentando a resistência mecânica [4]. A maioria passa por tratamento térmico para melhoria das propriedades mecânicas, tendo tensões de escoamento acima de 480 MPa mantendo características desejáveis como ductilidade, usinabilidade e conformabilidade. Nessa família de aços o comportamento em relação à corrosão é melhor do que os de baixo carbono comuns, sendo utilizados em aplicações estruturais críticos, como torres e pontes [5].

### **2.3 Microestruturas em aços convencionais e microligados**

O comportamento mecânico de um aço é muito influenciado pela sua microestrutura. Em ligas metálicas, a microestrutura é caracterizada pelo número de fases presente, suas proporções, e a maneira como são distribuídos ou arrançados. Essa microestrutura depende de muitas variáveis como presença e concentração dos elementos e eventuais tratamentos térmicos [5].

A microestrutura dos materiais é, na maioria dos casos, constituída de fases cristalinas e de defeitos cristalinos tais como contornos de grãos e de maclas, defeitos de empilhamento,

interfaces, discordâncias e defeitos puntiformes [6]. O conhecimento da microestrutura, composição, tamanho de grão, relações de orientação e distribuição das fases assim como da natureza, quantidade e distribuição dos defeitos cristalinos, são de extrema valia para o entendimento e, às vezes, até para a revisão de numerosas propriedades dos materiais [7]. Muitas propriedades dos materiais, tais como limite de escoamento, limite de resistência, tenacidade à fratura, resistência ao desgaste e resistência à corrosão são fortemente dependentes da microestrutura.

A microestrutura de metais e ligas é determinada pela composição, processo de solidificação, tratamento térmico e tratamento termomecânico. Assim sendo, essas variáveis de processos determinam a resposta dos metais e ligas em serviço. Por causa da relação entre estrutura e propriedades, a caracterização metalográfica é usada na especificação de materiais, qualidade de controle, confiabilidade, controle de processo e análises de falha [8].

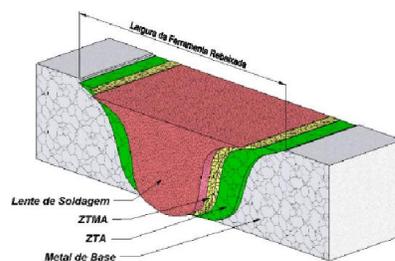
O primeiro elemento de liga usado em larga escala foi o vanádio adicionado ao carbono e manganês nos Estados Unidos da América, como reportado por [9]. Porém o emprego generalizado dos aços microligados se deu por volta de 1988 com a *Great Lakes Steel Corporation* com a produção de aços baixo carbono e manganês microligado com nióbio. A escolha do elemento de microliga a se usar é fortemente influenciada pela solubilidade dos elementos de liga com carbonetos ou nitretos. Um dos principais benefícios do nióbio, é que ele reduz a taxa de recristalização da austenita durante a laminação a quente, sendo utilizada na laminação controlada de microligados para aumentar o refinamento do tamanho de grão eliminando-se a necessidade de posterior normalização para refino de grão. Uma das principais funções do titânio em modernos microligados é manter o tamanho de grão refinado em altas temperaturas como nas críticas de austenitização. Titânio é combinado usualmente com vanádio e/ou nióbio para proporcionar refino de grão durante laminação a quente sem precisar controlar o término da laminação a baixas temperaturas [1]. A estabilização da fase Mn-Ni-Cr foi investigada e ocorre com valores superiores aos encontrados por [10]. A liga Fe-Mn-Ni-Al oferece matriz austenítica através da adição de manganês, níquel e alumínio. Esses elementos de liga promovem propriedades mecânicas e resistência mecânica similar aos aços inoxidáveis Fe-Cr-Ni. A estabilização da fase austenita neste metal de soldagem foi caracterizado notando-se que tanto austenita alfa quanto epsilon podem ser formadas da austenita [10].

Ferrita acicular é o microconstituente que promove maior tenacidade em aços microligados, com tensões de resistência por volta de 600 MPa ou menos por causa de pequenos grãos e a orientação aleatória das ripas de ferrita e sua habilidade de desviar trincas em

propagação, portanto, grandes quantidades de ferrita acicular tendem a melhorar as propriedades mecânicas. Os mecanismos de endurecimento destes aços não são a transformação martensítica ou bainítica, problema maior é prevenir a formação de ferrita nos contornos de grão e refinar a ferrita acicular o máximo possível. Adição de elementos de liga como boro e titânio e tamanho de grão de austenita são fatores que afetam a quantidade de ferrita no contorno de grão. Uma preocupação são a composição e a morfologia das inclusões não metálicas. As mesmas podem ocasionar sérios comprometimentos nas propriedades mecânicas dos materiais dependendo do seu alinhamento. Em metais de solda com carbono equivalente acima de 0,47 é notado fração incremental de transformações como a martensita e bainita. Observa-se que metais de solda com maiores proporções de elementos de liga não se transformam, em um segundo momento, imediatamente durante o reaquecimento devido aos repetidos passes de solda realizado no respectivo cordão [11].

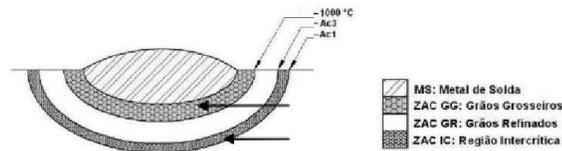
Quando aços são soldados, é formada a ZTA (zona termicamente afetada), cada microconstituente é consequência do calor imposto no processo de soldagem. Como a temperatura máxima alcançada na soldagem varia continuamente do metal de adição através do metal de base, uma região de crescimento de grão com decréscimo da resistência é formada na ZTA advindo dos grãos de austenita durante o resfriamento, e uma região que sofreu redução da resistência mecânica, a qual é aquecida imediatamente acima da linha  $Ac_3$  do diagrama de equilíbrio Fe-C também é formada, como ilustrado na Figura 2. Em altas taxas de energia no processo de soldagem, o tempo de exposição a altas temperaturas é elevado, promovendo o crescimento anormal de grão e reduzindo a resistência mecânica. A força que diminui na região coalescida é notável e como resultado tem-se a diminuição da resistência da junta soldada. A Figura 3 ilustra a diferença microestrutural entre a região de crescimento de grão e a região que sofreu coalescimento.

Figura 2 - ZTA



Fonte: [12]

Figura 3 – Diferença microestrutural entre região de crescimento de grão e região que sofreu coalescimento



Fonte: [13]

É possível restringir o crescimento de grãos à alta temperatura através da dispersão de TiN, e a microestrutura da ZTA é refinada pela transformação de austenita em ferrita advindo dos grãos de austenita pelo uso de sulfetos de BN e Ca como pontos de nucleação de grãos. Além disso, em adição ao já mencionado anteriormente controle microestrutural da matriz, em uma segunda fase é possível o controle da microestrutura através do microconstituente MA (martensita-austenita), o qual é formado durante a transformação da bainita. É sabido através de pesquisa científica [14] que a formação de MA na zona de crescimento de grão da ZTA depende do teor de Si, e soldagem multipasse, a quantidade de MA é reduzida pela redução de Si, ocorrendo o mesmo em um único passe e altas taxas de energia. Portanto, se a MA na ZTA é simplesmente reduzida, provavelmente haverá decréscimo na dureza da região de amaciamento, assim não sendo possível assegurar a resistência da junta soldada. Para resolver esse problema, [15] concluíram que a resistência da junta pode ser incrementada suprimindo a formação da região de amaciamento através da formação de MA nessa mesma região da ZTA, no mesmo passo que se reduz MA na região de crescimento de grão. Outro resultado do estudo revela que o balanço de Mn-Cu-Ni é crítico. Otimizando a adição desses elementos, é possível promover a dispersão de MA pela região de amaciamento evitando diminuição da resistência mecânica na região de crescimento de grão. Na região de crescimento de grão, ferrita é formada nos contornos de grãos, advinda de austenita durante o resfriamento, e a transformação bainítica, através da austenita remanescente. Em contraste com isso, em função da transformação difusional da ferrita ocorrer predominantemente na zona de amaciamento, acredita-se que os elementos de liga são facilmente distribuídos na austenita, promovendo a formação de MA [3].

Após a formação de ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten e ferrita acicular serem formadas, pode-se formar aglomerados de martensita, austenita e perlita degenerada, conhecido como “microfases”. A fração microestrutural não transformada após as fases maiores já terem sido formadas ocorrem em pequena quantidade na maioria dos aços baixa liga e baixo carbono,

sendo encontradas também nas zonas afetadas pelo calor no processo de soldagem. De forma geral, a composição química das microfases é igual à liga, com a diferença básica que possui maiores concentrações de carbono, devido ao particionamento ocorrido durante o crescimento das fases principais e tende a aumentar conforme a taxa de resfriamento diminui. Isso pode ser explicado pelo fato de que conforme a taxa de resfriamento diminui, o volume de ferrita que se forma antes das microfases é maior [16, 17, 18].

A utilização de aços microligados resulta na economia da quantidade de aço usado por ter melhores propriedades mecânicas. Custos de fabricação podem ser reduzidos devido ao menor custo de transporte e movimentação de carga e na soldagem. Outra vantagem é o aumento da capacidade de produção em tubulações através do incremento da vazão de bombeamento e economia de combustível em navios [19].

## **2.4 Mecanismos de endurecimento**

Existem diferentes mecanismos de endurecimento nos aços podendo ser classificados principalmente como endurecimento por refino de grão, encruamento e solução sólida.

O endurecimento pelo refino do tamanho de grão influencia as propriedades mecânicas. Grãos adjacentes normalmente têm diferentes orientações cristalográficas e um contorno de grão em comum, durante deformação plástica, escorregamento ou deslocamento e alguma movimentação deve ocorrer ao longo dessa fronteira em comum. O contorno de grão atua como barreira para o deslocamento de discordâncias porque os dois grãos têm diferentes orientações e a desordem atômica, juntamente com o contorno de grão, resultarão em discordâncias em planos de deslizamento de um grão para o outro. Um material com grãos refinados é mais duro e resistente que outro de grãos grosseiros, porque tem contornos de grãos maiores que impedem o movimento de discordâncias. Quando há impureza a resistência ao deslizamento é maior porque a tensão do reticulado deve aumentar se o deslocamento é afastado dele. Além disso, a mesma tensão de reticulado existirá entre átomos de impureza e deslocamentos que estão em movimento durante a deformação plástica. Assim sendo, precisa ser aplicada maior tensão para iniciar o deslocamento e continuar com a deformação plástica para ligas de solução sólida, opostamente ao que ocorre com metais puros. Isso é comprovado pelo aumento de resistência e dureza [5].

Encruamento é o fenômeno pelo qual um metal dúctil se torna mais duro e resistente através da deformação plástica. Também é chamado de *work hardening* ou trabalho a frio caso a temperatura em que a deformação ocorra seja muito menor que a de fusão. Esse mecanismo

de endurecimento é explicado com base no campo de interações deslocamento deformação, a densidade de deslocamentos no metal aumenta com a deformação ou trabalho a frio, porque a formação de novos deslocamentos. É comercialmente utilizado para melhorar as propriedades mecânicas durante a fabricação e os efeitos do processo de encruamento podem ser perdidos com tratamento térmico [5].

Endurecimento por solução sólida é outra técnica para aumentar a resistência e dureza de um aço através de elementos de liga que irão se alojar na matriz de forma substitucional ou intersticial formando uma solução sólida, ou seja, o metal puro dissolve o elemento adicionado [19]. Metais de alta pureza são na maioria das vezes menos duros e com menor resistência que as ligas metálicas, aumentando a concentração de impurezas se incrementam os limites de resistência do material. Ligas são mais fortes que metais puros em função dos elementos adicionados imporem tensões no reticulado do material base. O campo de tensões no reticulado promove a interação entre as discordâncias que tem em sua estrutura cristalina átomos adicionados que restringem a movimentação de discordâncias e conseqüentemente de deformações.

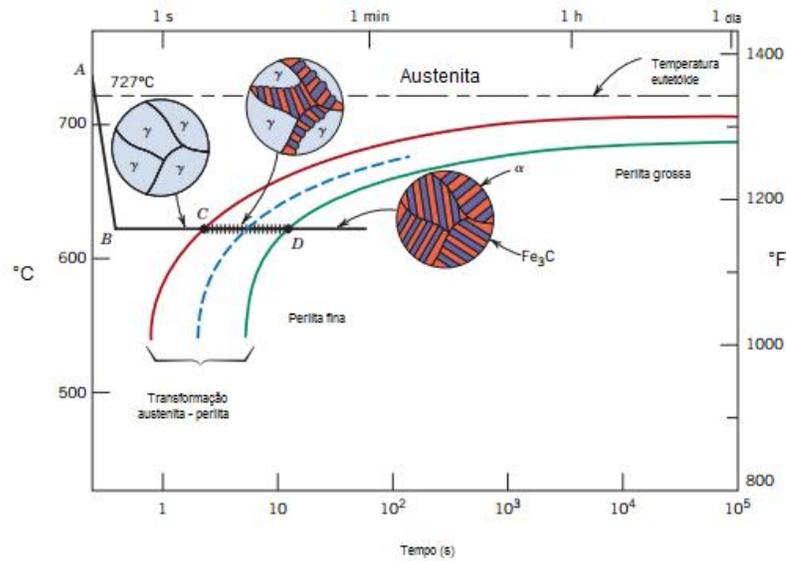
As propriedades mecânicas da junta soldada são consequência da microestrutura resultante da solidificação e taxa de resfriamento da poça de fusão após o material ultrapassar a temperatura de austenitização. A composição do metal base e do metal de adição determinam a composição química, diluição e qualquer reação química ocorrida no arco elétrico. O metal de adição é escolhido com o objetivo de alcançar as tensões de resistência similares ao metal base, e para evitar a formação de fases frágeis na microestrutura e defeitos como trincas a frio, podem ser adicionados elementos de liga. Estas questões se relacionam com a dureza do cordão de solda, o qual deve se manter baixo o bastante para evitar a transformação da austenita retida para martensita. Durante o resfriamento, a transformação abaixo da linha  $M_s$  pode gerar problemas na junta soldada, ou seja, o enriquecimento da austenita com carbono pode se transformar em martensita com dureza ainda maior. Altas concentrações de carbono podem conduzir à austenita retida sob temperatura ambiente, ao mesmo tempo, a dureza pode ser suficientemente elevada de forma a promover fases desejadas como ferrita acicular. As microestruturas de juntas soldadas de C-Mn consistem na variação de ferrita acicular, ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten e microfases, as quais atingem até 450 MPa para tensão de escoamento. Alguns aços microligados como C-Mn com adição de titânio, vanádio e nióbio apresentam microestruturas similares aos sem adição desses elementos; em contrapartida, desenvolvem tensões de escoamento da ordem de 700 MPa. Nos casos em que a dureza se eleva

ainda mais, a microestrutura se modifica para ferrita acicular, bainita, martensita com baixo carbono e microfases, podendo atingir tensões de escoamento da ordem 1000 MPa a temperatura ambiente. Níquel e manganês exercem grande efeito sob a dureza, aumentando a quantidade de ferrita acicular ao custo de ferrita alotriomórfica, sendo que o níquel promove soluções sólidas endurecidas. Cromo e molibdênio exercem efeitos similares, promovendo a formação de bainita ao custo de ferrita acicular; o efeito sinérgico destes dois elementos é formar martensita de baixo carbono e microfases. É preciso dar a devida atenção às inclusões, a fim de controlar a microestrutura e tenacidade da junta soldada, agindo como ponto de nucleação para a formação de ferrita acicular e ponto de iniciação de trinca por clivagem [20].

## **2.5 Transformações de fase**

Transformações de fase podem ser classificadas conforme qualquer mudança na composição das fases envolvidas. Podem ocorrer de três distintas formas: Na primeira há a difusão simples na qual não muda nem o número nem composição das fases presentes; na segunda há alguma alteração na composição das fases e também no número de fases presentes, incluindo solidificação de metais puros, transformações alotrópicas, recristalização e crescimento de grão; por último é a transformação por difusionabilidade onde uma fase metaestável é produzida. Em função dessas variações é que a transformação de fases é importante no processamento de materiais, geralmente envolvem algum tipo de alteração microestrutural e pelo menos uma nova fase tem características físico/químicas diferentes da fase inicial. A maioria das transformações de fases não ocorre instantaneamente, bem pelo contrário, começam a transformação em inúmeras pequenas partículas da nova fase e crescem em tamanho até a transformação completa podendo subdividir a progressão da transformação em nucleação e crescimento de grão. A nucleação pode ser dividida em dois tipos: homogênea e heterogênea; a distinção é feita de acordo com o local onde ocorre. No caso homogêneo, nucleia uniformemente através da matriz enquanto no caso heterogêneo a nucleação ocorre preferencialmente nas estruturas heterogêneas como impurezas, contornos de grão, deslocamentos, superfície e etc. Quando a nucleação ultrapassa determinado tamanho crítico ocorre o crescimento de grão e o núcleo se torna estável; é importante ressaltar que o processo de nucleação continua acontecendo enquanto há crescimento de grão de núcleos recém-formados que já alcançaram o tamanho crítico das partículas da nova fase, bem como nucleações não ocorrem mais onde já há a nova fase e o crescimento de grão irá cessar tão logo todo material tenha sido encerrado a transformação de fase. Na Figura 4 é apresentado o diagrama transformação tempo-temperatura para o aço carbono.

Figura 4 – Transformação tempo-temperatura para aço carbono



Fonte: Adaptado de [6]

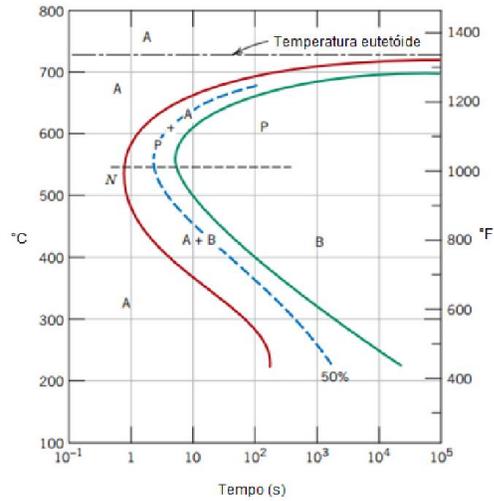
As transformações resultantes do aquecimento apontam que quanto maior o tamanho de grão, menor a quantidade de contornos de grão por unidade de volume e a decomposição da austenita em ferrita tende a ser mais lenta. Quando há uma taxa muito menor, é o grão de austenita grosseiro que se forma, em comparação ao grão de austenita fina, pelo fato da área de contorno de grão disponível para nucleação de ferrita ser menor. Ainda é possível ocorrer crescimento de grão austenítico durante o resfriamento em altas temperaturas, entre 1100 °C e 1500 °C, quando é maior a mobilidade dos contornos de grão [20, 21].

As propriedades mecânicas da junta soldada dependem da taxa de resfriamento e da composição química, a austenita tende a se tornar instável durante a soldagem e decompõe-se em novos microconstituintes que ditam as já mencionadas propriedades mecânicas. Obtém-se ferrita, perlita ou bainita quando o resfriamento é muito lento e ocorre através do processo de difusão. A uma taxa de resfriamento elevada, o processo deixa de ser por difusão e o microconstituente resultante é a martensita, podendo permanecer alguma austenita retida [22, 23].

## 2.6 Diagramas de transformações isotérmicas e resfriamentos contínuos

Diagrama de transformação isotérmica são feitos apenas para transformações onde a temperatura da liga é mantida constante durante a reação, chamadas de isotérmicas e também podem ser chamados de TTT, como exposto na Figura 5.

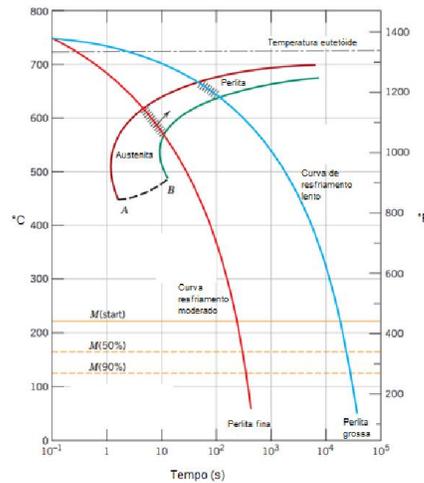
Figura 5 – Diagrama de transformação isotérmico para aço carbono



Fonte: Adaptado de [6]

Diagrama de transformação por resfriamento contínuo representa a forma mais usual de tratamentos térmicos porque a liga precisa ser resfriada rapidamente e mantida a uma temperatura superior à eutética. A grande maioria dos tratamentos térmicos de aços envolve o resfriamento contínuo até temperatura ambiente, portanto esse diagrama precisa ser modificado ao passo em que a temperatura esteja variando, exposto na Figura 6. No resfriamento contínuo, o tempo necessário para as reações começarem e terminarem são atrasados, sendo assim as curvas isotérmicas são trocadas para longos tempos e baixas temperaturas.

Figura 6 – Curvas de resfriamento moderado e lento para aço carbono



Fonte: Adaptado de [6]

Um gráfico contendo as modificações citadas no parágrafo anterior é chamado de TRC (diagrama de transformação por resfriamento contínuo). Há duas curvas de resfriamento, uma sinalizando o comportamento de taxas elevadas a moderadas e outra de baixas taxas. A transformação começa após um período de tempo correspondente à interseção entre a curva de resfriamento com o começo da curva de início de reação e encerra ao cruzar a curva de totalização de transformação do processo. Cada diagrama é experimentalmente determinado para determinada liga com determinada composição e as variáveis sendo tempo e temperatura, permitindo a predição da microestrutura após determinado período de tempo para temperatura constante e resfriamento contínuo [5].

## 2.7 Taxas de aquecimento e resfriamento

Na sua grande maioria os processos de soldagem utilizam o calor como principal fonte de energia, havendo a necessidade de atenção na sua quantidade e intensidade na poça de fusão [24]. Os ciclos térmicos e as temperaturas a que é submetida à zona de soldagem representa grande potencial de defeitos pelo fato de ter influência direta nas transformações metalúrgicas e fenômenos mecânicos na região citada anteriormente. São elencados os principais fatores sobre transferência de calor em juntas soldadas:

- Aporte de energia ou calor à junta soldada;
- Rendimento térmico do arco elétrico;
- Distribuição e picos de temperatura durante a soldagem;
- Tempo de permanência nessas temperaturas;
- Velocidade de resfriamento da zona soldada.

A energia líquida disponível para a deposição metálica é encontrada multiplicando a tensão pela corrente com perdas por calor irradiante e convecção no meio gasoso que protege a poça de fusão [24]:

$$Q_L = \eta \cdot V \cdot I \quad \text{Equação 7}$$

E o aporte de energia líquida é dado pela energia líquida dividido pela velocidade de soldagem:

$$H_L = \frac{\eta \cdot V \cdot I}{v} \quad \text{Equação 8}$$

Segundo [25], o rendimento  $\eta$  do processo MIG, encontrado pela razão entre o aporte térmico à peça medido no calorímetro e a potência do arco, é 71%, e que a maior parte do calor

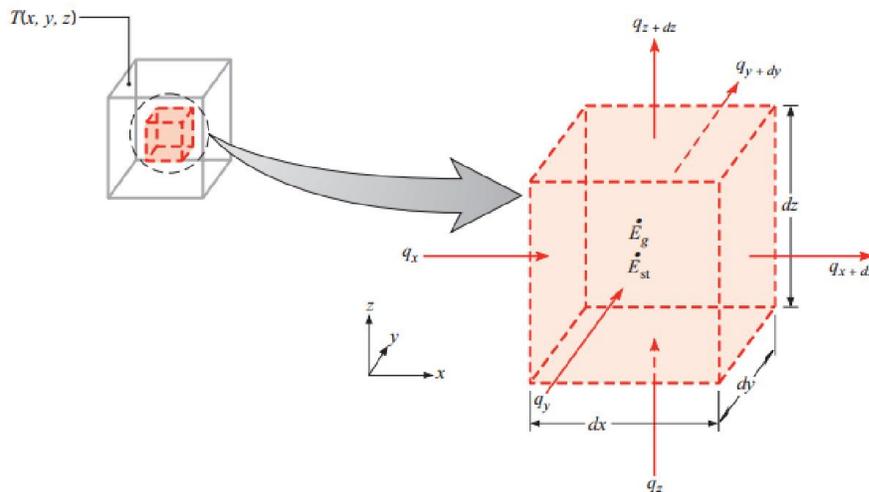
transferido provém da gota, ratificando [26,27]. Apenas 1% da energia necessária para a fusão do metal de solda não está contida na gota metálica [25,27].

A equação geral em coordenadas cartesianas para difusão de calor é provida pela equação Fundamental da Transferência de Calor através de um sólido, tendo como fenômeno dominante a condução:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{q} = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad \text{Equação 9}$$

Através dessa equação obtemos a distribuição de temperatura nas coordenadas tridimensionais e em função do tempo, na Figura 7 podemos ver os elementos infinitesimais e componentes para transferência de calor. Mesmo com a complexidade dessa expressão deve ser notado o fato de que é uma importante condição física, ou seja, conservação da energia [28].

Figura 7 – Elemento infinitesimal e componentes para transferência de calor



Fonte: [28]

A temperatura de pico depende das propriedades térmicas do material, geometria, condições de soldagem, temperatura inicial e distância do bico de contato à peça. Para chapas grossas [30]:

$$T_p = T_0 + \frac{2}{\pi e} \frac{H_L}{\rho c r^2 x} \quad \text{Equação 10}$$

E para chapas menos espessas:

$$T_p = T_0 + \sqrt{\frac{2}{\pi e}} \frac{H_L}{2 \rho c h y_f} \quad \text{Equação 11}$$

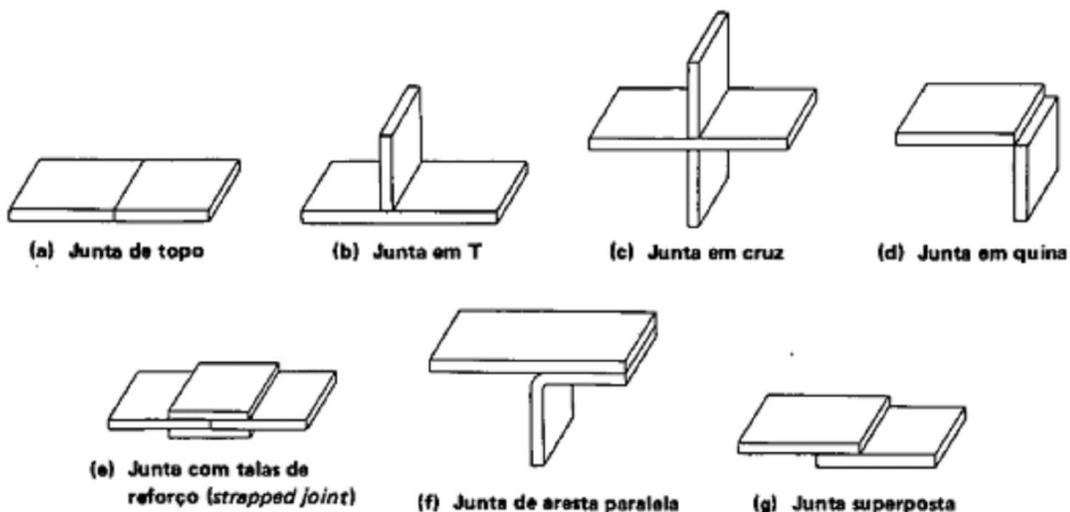
Durante o resfriamento há a determinação da microestrutura, podendo sofrer transformações de fase. Para determinada temperatura, a velocidade de resfriamento é dada pela inclinação da curva de ciclo térmico, ao longo do eixo da solda, fonte de calor pontual e chapa grossa é dada por [30]:

$$\phi = \frac{2\pi k\rho(T-T_0)^2}{H_L} \quad \text{Equação 12}$$

## 2.8 Tipos de Juntas

Os tipos básicos de juntas soldadas são classificados como juntas de topo, juntas em T, juntas de canto e juntas superpostas, exemplificado na Figura 8. Existem ainda juntas com formato de cruz, juntas com talas de reforço e juntas de quina, que são variações dos tipos de juntas básicas.

Figura 8 – Exemplos de tipos de junta



Fonte: [31]

Com o intuito de minimizar o insumo de calor e a quantidade de metal depositado, mantendo qualidade da junta soldada, faz-se uso dos diversos chanfros mostrados anteriormente. Onde a junta tem um chanfro com grandes proporções se torna mais provável que a soldagem tenha menos imperfeições, ao passo que excesso de metal depositado pode induzir a ocorrência de distorções indesejáveis, tensões residuais, fissuras e trincas. Devendo ser escolhido com muito cuidado o formato do chanfro a fim de evitar problemas da união soldada como citados logo acima. Nas juntas de topo, a resistência à tração pode ser considerada equivalente ao metal base enquanto forem respeitadas as boas práticas recomendadas por normas. Tal tipo de junta é, geralmente executada em mais de um passe, resultando em um cordão com reforço, o qual não

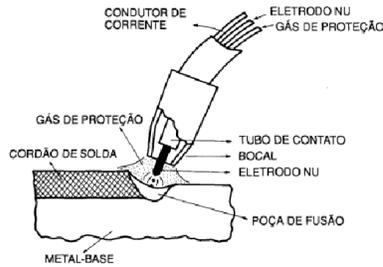
deve exceder 3 mm. Muito importante, é a transição entre o reforço e o metal base, denominada como *pé da solda*, podendo originar concentração de tensões. A magnitude desta concentração é consequência do formato do cordão e eventuais defeitos oriundos do processo de execução, variando entre 1,3 e 1,8 vezes a tensão superficial atuante dependendo do quanto suave é esta transição. Se for pequena a concentração de tensões ou tensões residuais na área adjacente à junta de solda influencia pouco a resistência da junta, ao passo que a presença de trincas no metal de adição promove um decréscimo substancial da resistência à tração da junta em questão [31].

O critério das tensões admissíveis é geralmente utilizado para o cálculo da resistência de juntas soldadas. Essa hipótese é válida por estar inserida na teoria das pequenas deformações e a relação entre as tensões e deformações são regidas pela lei de *Hooke*. Como esforço máximo requerido atribui-se aquele que induz uma tensão máxima, onde o valor será igual à tensão admissível de projeto.

## **2.9 Processo de soldagem MIG/MAG**

O processo de soldagem MIG/MAG, ilustrado na Figura 9, utiliza energia oriunda do arco elétrico com proteção gasosa, onde o arco elétrico é gerado por uma fonte de energia CC+ (corrente contínua polo positivo), CC- (corrente contínua polo negativo) ou ainda CA (corrente alternada) e a zona do arco e a poça de fusão são protegidas da contaminação atmosférica pelo gás alimentado pela tocha de solda. A diferença entre o processo MIG e MAG se dá pelo fato da escolha do gás de proteção, MIG utiliza um gás inerte para proteção enquanto o MAG um gás ativo. Como gás inerte, pode-se citar o hélio e para gases ativos CO<sub>2</sub> e misturas com diferentes proporções de CO<sub>2</sub>-Argônio. O arame é sólido, alimentado continuamente através da tocha de soldagem e o arco elétrico é gerado entre o metal base e o arame. Características marcantes como boa concentração do arco, corrente de soldagem de alta densidade, pouca formação de escória, junta soldada com características de elasticidade, tenacidade, estanqueidade e resistência à propagação de trincas superiores em comparação a outros processos equivalentes demonstram a versatilidade do processo, podendo ser utilizado praticamente em qualquer tipo de material metálico, principalmente aqueles em que a soldabilidade é problemática, cita-se aços inoxidáveis, ligas não ferrosas e aços de alta resistência. Tais características advêm principalmente do comportamento do arco elétrico, podendo ocorrer transferência por *spray*, curto-circuito e goticular [24, 31, 32].

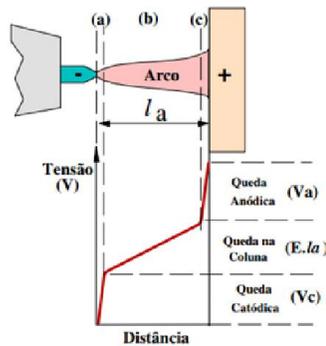
Figura 9 - Esquema da transferência metálica pelo processo GMAW



Fonte: [32]

O perfil do arco elétrico, ilustrado na Figura 10, é dividido em Zona de Queda Catódica, Coluna de Plasma e Zona de Queda Anódica, não sendo uniforme, existindo quedas abruptas de tensão nas extremidades dos eletrodos. A transição entre estas três zonas não é bem definida, o que se pode dizer é que o arco é constituído em sua maior parte pela Coluna de Plasma, podendo ter alguns milímetros, enquanto que as Zonas de Eletrodos apresentam diminutas regiões, com espessuras da ordem de  $10^{-6}$  m [33].

Figura 10 – Distribuição de potencial de um arco e suas regiões: (a) Zona de queda catódica, (b) Coluna do arco de plasma e (c) Zona de queda anódica



Fonte: [31]

## 2.10 Parâmetros de soldagem

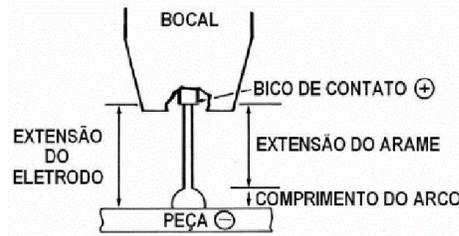
A transferência do metal no processo MIG/MAG possui inúmeros parâmetros a serem definidos de forma a buscar a melhor qualidade possível da união permanente. Pode-se citar a natureza do gás de proteção, polaridade e tipo da corrente, densidade da corrente, tensão, extensão do eletrodo após o contato elétrico, composição química e diâmetro do eletrodo, características específicas da fonte de potência e pressão do ambiente. A sinergia de todos os parâmetros juntos define o modo de transferência do metal de adição para a poça de fusão, podendo ser transferência por curto-circuito, transferência por *spray*, transferência por corrente

pulsada, e transferência globular. Após a definição dos metais base, consumíveis e tipo de junta, devem ser estabelecidas as variáveis fixas, ajustáveis primárias (usualmente conhecido como parâmetros de soldagem) e secundárias. As variáveis fixas são definidas antes de iniciar a soldagem, sendo apenas a vazão do gás de proteção facilmente modificado, sendo os demais: espessura dos metais base, penetração desejada, taxa de deposição, posição de soldagem e geometria do cordão. Tendo encerrado as definições de variáveis fixas, as variáveis ajustáveis primárias são as mais importantes, influenciando notavelmente a geometria do cordão, propriedades mecânicas, defeitos operacionais e estabilidade do arco. Essas variáveis são: intensidade de corrente, tensão e velocidade de soldagem. Ao longo da execução do processo de soldagem condições como extensão e ângulo de deslocamento da tocha podem ser ajustados, caracterizando as variáveis ajustáveis secundárias [34].

Com a premissa de que a junta soldada deve apresentar características compatíveis com o metal base, a fim de atender aos requisitos de projeto para as propriedades mecânicas, [35] citam os seguintes parâmetros de soldagem que influenciam nas propriedades mecânicas da junta soldada: corrente de soldagem, tensão do arco elétrico, “*stick out*”, velocidade de soldagem, taxa de deposição, vazão de gás auxiliar e ângulo da tocha, cujos parâmetros são responsáveis pela forma de transferência metálica, pelo nível de respingo gerado e estabilidade do arco. É crucial analisar corretamente a energia de soldagem pelo fato de ter grande influência nas propriedades mecânicas da junta soldada por induzir variações na morfologia do cordão de solda, como penetração, largura e altura do reforço, e microestrutura resultante das taxas de aquecimento e resfriamento [36, 37, 38, 39].

O modo de transferência definido para o processo de soldagem tem suas características modificadas dependendo da distância bico de contato à peça, ou seja, a posição do bico de contato e a extensão do arame. Em curto-circuito, esta distância deve estar entre 6 e 13 mm com no máximo 3 mm projetado além do bocal. No modo de transferência em aerossol é necessário que o bico de contato permaneça dentro do bocal, com extensão entre 19 e 25 mm. Trabalho como o de [40], investigou a influência da distância bico de contato peça entre as duas posições mais comuns utilizadas nos processos de soldagem, que são a plana e a sobre cabeça, concluem que o balanço da força da gravidade teve maior influência que a DBCP. Ao estudar o efeito deste parâmetro para arames tubulares, [41] concluem que o aumento da DBCP, ilustrado na Figura 11, promove a redução da corrente de soldagem para tensão e velocidade de alimentação constante e também desloca as regiões de transferência para características de maiores tensões e velocidades de alimentação [34, 40, 41].

Figura 11 – DBCP (Distância bico de contato peça)



Fonte: [42]

## 2.11 Simulação Numérica

“Simulação é o processo de concepção de um modelo de um sistema real e a realização de experiências com este modelo, com a finalidade de compreender o comportamento deste sistema ou avaliar estratégias (dentro dos limites impostos por um critério ou conjunto de critérios) para a operação do sistema” [43].

A simulação de um sistema é a operação de um modelo de um sistema. Tal operação do modelo pode ser estudada e assim, propriedades referentes ao comportamento do sistema atual e subsistemas podem ser inferidas. Neste raciocínio, simulação é uma ferramenta para calcular o desempenho de um sistema, pronto ou proposto, sob diferentes configurações de interesse e períodos de tempo reais. Simulação é usado antes dos protótipos, sistemas com proposta de alteração ou novos sistemas, a fim de reduzir as chances de falha, definir especificações, eliminar gargalos, prevenir subutilização ou excesso de utilização de um sistema e otimizar a performance de determinado sistema [44].

### 2.11.1 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS

Soluções analíticas tornam-se inviáveis por questões de tempo e dificuldade matemática/física, exigindo esforço demasiado do engenheiro, que desenvolveu ferramentas matemáticas com rotinas computacionais de forma a melhorar a acuracidade das soluções e tempos demandados para cálculos. Nessa área da engenharia, transferência de calor e estrutura, os problemas são governados pelas equações de Laplace/Poisson, como eletrostática, fluidos, membranas elásticas e teoria da elasticidade. Isso serve como base para a discretização de elementos finitos e o desenvolvimento de técnicas para ilustrar a relação entre definições de condições de contorno “fracos” ou “fortes” ou variantes em contrapartida. O caso em estudo nesta dissertação se trata de condições de contorno tridimensionais, denotando o número de dimensões em  $n=3$  [45].

Em funções lineares, uma solução pode ser restringir os parâmetros  $a$ ,  $b$  e  $c$  para assegurar a continuidade em  $u$  através das fronteiras do sistema, mas uma melhor solução é substituir os parâmetros  $a$  e  $b$  no primeiro elemento por  $u_1$  e  $u_2$ , os quais são os valores finais nos dois finais de cada elemento.

É conveniente associar a quantidade de nós com o elemento nodal  $n$  e mapear  $U_\Delta$  definido como nó global  $\Delta$  no nó local  $n$  do elemento  $e$  utilizando uma matriz acoplamento  $\Delta(n, e)$  [46].

Note que  $\varphi_1(\xi_1, \xi_2) = \varphi_1(\xi_1)\varphi_1(\xi_2)$  onde  $\varphi_1(\xi_1)$  e  $\varphi_2(\xi_2)$  são as funções básicas quadráticas de uma dimensão. Similarmente,  $\varphi_2(\xi_1, \xi_2) = \varphi_2(\xi_1)\varphi_1(\xi_2)$  e assim por diante.

Note que  $\varphi_n(\xi_1, \xi_2)$  é 1 no nó  $n$  e zero nos outros três nós. Isso confirma que a temperatura  $u(\xi_1, \xi_2)$  recebe uma contribuição de cada nó  $u_n$  ancorado por  $\varphi_n(\xi_1, \xi_2)$  e quando  $u(\xi_1, \xi_2)$  é calculado no nó  $n$  toma o valor de  $u_n$  [46]. Ordens mais altas em funções básicas bidimensionais podem ser construídas similarmente de apropriados produtos de funções unidimensionais.

### 2.11.2 MODELO DE SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL PARA VIDA EM FADIGA

Utilizando o *software* comercial ANSYS Workbench Análise Estrutural Estática para vida em fadiga, a primeira decisão a ser tomada para executar a análise é o tipo, Tensão Máxima ou Deformação Máxima para Falha. Tensão máxima é baseada em curvas S-N e modificadas por diferentes fatores. Deformação máxima é baseada na Equação de Relação onde os parâmetros são específicos para determinado material que melhor se ajusta aos resultados medidos. A relação máxima deformação requer um total de seis parâmetros para definir as propriedades de deformação máxima do material; quatro parâmetros de máximo deslocamento e dois ciclos tensão/deformação [47]. A Equação 13, de relação deslocamento máximo:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f}{E} (2Nf)^b + \varepsilon_f (2Nf)^c \quad \text{Equação 13}$$

$$\Delta \varepsilon = \frac{\Delta \sigma}{E} + 2 \left( \frac{\Delta \sigma}{K} \right)^{1/n} \quad \text{Equação 14}$$

Note na Equação 14, a deformação total (elástico + plástico) é requisito de entrada. Entretanto, rodando uma análise de elementos finitos para determinar a resposta total pode ser cara, principalmente se a resposta do sistema é elástica. Uma abordagem aceitável é assumir uma resposta elástica nominal e fazer uso da equação de Neuber's (Equação 15) para relacionar tensão/deformação local com tensão/deformação nominal em um ponto concentrador de tensão [47].

$$\varepsilon\sigma = kt^2e'S$$

*Equação 15*

Assim, resolvendo simultaneamente a equação de Neuber's com a equação da deformação, podemos calcular o ponto tensão/deformação, incluindo resposta plástica, apenas com entrada elástica. Esse cálculo é não-linear, resolvido pelo método iterativo. Note que o ANSYS para resposta de vida em fadiga utiliza o  $Kt = 1$ , assumindo que a malha é refinada o suficiente para encontrar qualquer efeito de concentração de tensão. Esse  $Kt$  não deve ser confundido com o fator de redução de stress, o qual é tipicamente usado na análise de tensão máxima para considerar coisas como efeito do tamanho e confiabilidade [47].

Para tensão máxima, dados experimentais em diferentes tensões médias podem ser utilizados para interpolação direta através das curvas do material. Se dados experimentais não são acessíveis, muitas opções empíricas como Soderberg, Goodman e Gerber, vistos nas Equações 16, 17 e 18, respectivamente, as quais usam propriedades estáticas dos materiais (tensão de escoamento e resistência à tração), juntamente com dados S-N para qualquer tensão média [47].

$$\frac{\sigma_{alt}}{S_{lr}} + \frac{\sigma_{med}}{S_{te}} = 1 \quad \text{Equação 16 – Soderberg}$$

$$\frac{\sigma_{alt}}{S_{lr}} + \frac{\sigma_{med}}{S_{trup}} = 1 \quad \text{Equação 17 – Goodman}$$

$$\frac{\sigma_{alt}}{S_{lr}} + \frac{\sigma_{med}}{S_{trup}} = 1 \quad \text{Equação 18 – Gerber}$$

Em geral, a maioria dos dados experimentais recai entre Goodman e Gerber com Soderberg sendo geralmente conservativo em demasia. Goodman pode ser uma boa escolha para materiais frágeis e Gerber para materiais dúcteis. A teoria de Gerber trata tensões médias negativas e positivas da mesma forma enquanto que Goodman e Soderberg não se limitam em caso de tensões médias negativas. De qualquer forma, rotina de cálculo do *software* programado para tensão alternada ignora a tensão média negativa. Adicionalmente a tensão média negativa é excedido tanto para tensão de escoamento ou tensão de ruptura para Soderberg e Goodman, respectivamente [47].

Para máxima deformação, há uma variedade de métodos para correção da tensão média incluindo os efeitos da tensão média, Morrow e Smith-Watson-Topper.

No método de Morrow, o termo elástico na equação da deformação máxima é modificado pela tensão média. Essa modificação é consistente com as observações em que os efeitos da tensão média são significantes para baixos valores de deformação plástica, onde

deformação elástica domina, e a tensão média tem pequeno efeito em vida curta, onde deformação plástica domina. Infelizmente, é incorreto predizer que a razão deformação elástica pela plástica é dependente da tensão média, o que não é verdade [47].

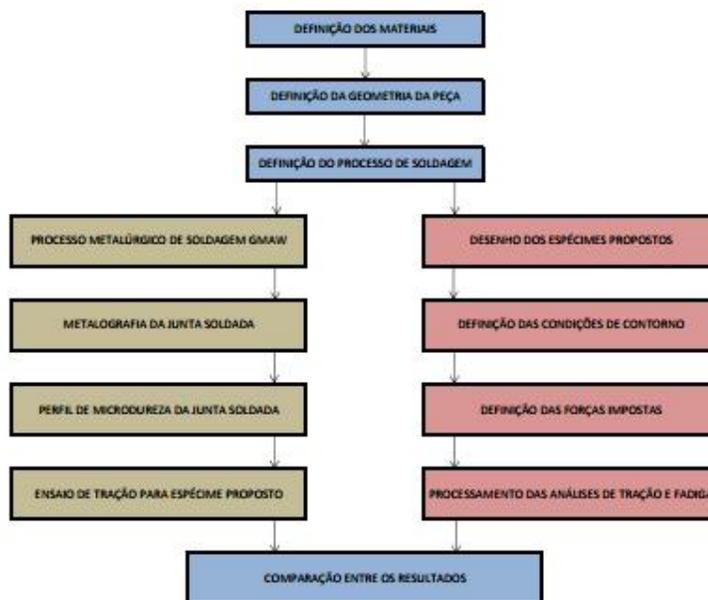
$$\sigma_{m\acute{a}x} \frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\sigma_{rup} r^2}{E} (2Nf)^{2b} + \sigma_{rup} \epsilon_{rup} (2Nf)^{b+c} \quad \text{Equação 19 – Smith, Watson e Topper}$$

Smith, Watson e Topper sugeriram a Equação 19 para considerar a presença da tensão média. Ele tem a limitação de ser indefinido para tensões máximas negativas. A interpretação física disso é a falha por fadiga ocorrer a tensões menores que apresentadas durante os ciclos precedentes [47].

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia utilizada neste trabalho é identificada no diagrama de blocos da Figura 12.

Figura 12 – Diagrama de blocos metodologia de execução



Fonte: Próprio autor

Seguindo uma ordem cronológica da execução da presente pesquisa inicia-se com a definição dos materiais a serem investigados, define-se as geometrias dos corpos de prova, define-se o processo de soldagem a ser utilizado; para ensaios experimentais executa-se o processo metalúrgico de soldagem GMAW, analisa-se microestrutura através de metalografia, adquire-se perfil de microdureza Vickers, ensaia-se espécime para tração; para simulação computacional desenha-se os espécimes propostos no *software* ANSYS Workbench, define-se as condições de contorno, forças impostas e processa-se os resultados das análises de tração e fadiga; por fim, compara-se os resultados dos ensaios experimentais com os da simulação computacional e conclui-se se são aceitáveis ou não.

#### 3.1 Análise Química

As amostras devem ser submetidas à espectrometria por emissão óptica, ou seja, um analisador laboratorial de metais e comparados com valores de referência da literatura para confirmar que os objetos de estudo estejam corretos. Tais valores de referência para o aço

ASTM A36 e ASTM A131 AH36 (microligado) foram extraídos do *ASM Handbook VI* e expostos na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição Química dos aços ASTM A36 e ASTM A131 AH36 (microligado)

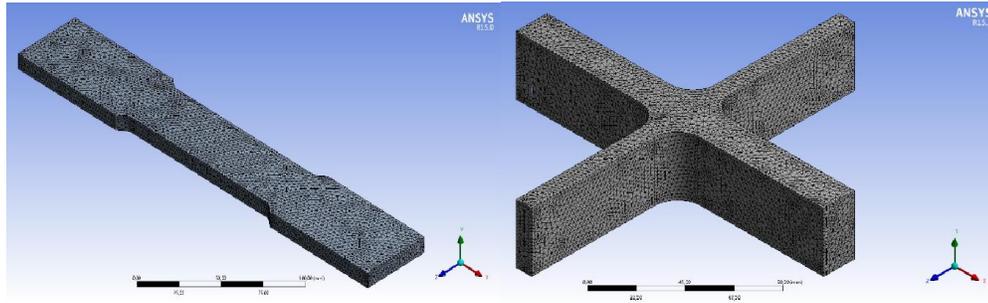
Composição Química	ASTM A36	ASTM A131 AH36
C	0,26	0,18
Mn	1	0,90-1,60
Si	0,4	0,10-050
P	0,04	0,035
S	0,05	0,035
Al $\geq$	-	0,015
Nb	-	0,02-0,05
V	-	0,05-0,10
Ti	-	0,02
Cu	-	0,35
Cr	-	0,20
Ni	-	0,40
Mo	-	0,08
Tensão máxima (MPa)	Mínimo 400	490-620
Tensão de escoamento (MPa)	Mínimo 250	355

Fonte: [1]

### 3.2 Definição da geometria da peça

Os tipos de junta a serem estudados tem sua motivação explanada anteriormente no presente estudo e as dimensões seguem as recomendações de normas e procedimentos de ensaios e boas práticas de engenharia definidos anteriormente neste próprio documento. Conforme Figura 13, as juntas utilizadas foram tipo de topo e T (cruciforme), respectivamente.

Figura 13 – Corpo de prova junta de topo e junta cruciforme



Fonte: Próprio autor

### 3.3 Definição do processo de soldagem

É escolhido o processo de soldagem MIG/MAG para estudo pelo fato do arco elétrico estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame, fundir continuamente à medida que este é alimentado à poça de fusão e possuir rendimento maior que o processo por arame tubular.

### 3.4 Definições dos equipamentos e materiais para o processo de soldagem e corte

#### 3.4.1 FONTE DE SOLDAGEM

A fonte de soldagem utilizada é a ESAB Smashweld 408 Topflex, fonte de energia com característica de tensão constante. A tensão em vazio é ajustada pela combinação de duas chaves seletoras que permitem correto ajuste da tensão de soldagem dentre as 20 posições de seleção da tensão de solda. Segue Tabela 2 com dados técnicos desta fonte de soldagem:

Tabela 2 – Dados técnicos fonte de soldagem

Fonte de energia	Smashweld 408 Topflex
Tensão da rede	220, 380, 440 V, 3~50/60 Hz
Corrente primária $I_{m\acute{a}x}$	52 – 30 – 25 A
Corrente primária $I_{eff}$	40 – 23 – 19 A
Faixa de corrente/ tensão	50 A/17 V – 420 A/35 V
60% do fator de trabalho	400 A/34,0 V
100% do fator do trabalho	300 A/ 29 V

Fonte: Fabricante

### 3.4.2 ALIMENTADOR DE ARAME

O alimentador de arame utilizado é o ESAB OrigoFeed 302N P0. Cujo equipamento possui sistema de 2 roldanas, para utilização com bobinas de 300 mm de diâmetro externo (padrão internacional *spool 25*) e conexão da tocha padrão Euro-conector. Seguem na Tabela 3 os dados técnicos:

*Tabela 3 – Dados técnicos alimentador de arame*

Alimentador	OrigoFeed 302N P0
Tensão de alimentação	42 V – 50/60 Hz
Moto-redutor	Imã permanente
Velocidade de avanço do arame	1,5 – 25,0 m/min
Conexão da tocha	Euro-conector
Diâmetro de arame sólido	0,6 – 1,6 mm

Fonte: Fabricante

### 3.4.3 TOCHA

A tocha utilizada no processo de soldagem é a TBi RM 82W, com ciclo de trabalho (10 minutos) de 550 A e 100% para mistura de gás, diâmetro de arame de 0,8 – 1,6 mm, de acordo com IEC 60974-7 e 2 circuitos de refrigeração à água com refrigeração adicional do porta bocal.

### 3.4.4 SISTEMA DE TRANSLAÇÃO DA TOCHA

O dispositivo para soldagem automatizado utilizado é o ESAB Miggytrac 1500. Possui 4 rodas motrizes e imã permanente proporcionando movimento estável e regular. O imã mantém o trator corretamente posicionado sobre a peça de trabalho, mesmo que esteja inclinada e segue a junta usando rodas guia. Segue Tabela 4 com dados técnicos do trator.

*Tabela 4 – Dados técnicos sistema de translação da tocha*

Dispositivo de translação da tocha	Miggytrac 1500
Tensão de controle	42 VAC
Consumo	50 W
Velocidade de soldagem	0 – 120 cm/min

Fonte: Fabricante

### 3.4.5 GÁS DE PROTEÇÃO

O gás de proteção utilizado no processo de soldagem é o W-0046, mistura com mais de 10% de dióxido de carbono em argônio balanço, sob nome comercial *StargoldTub* da White Martins.

- **Número ONU:** 1956

- **Nome apropriado para embarque:** GÁS COMPRIMIDO N.E. (Dióxido de carbono, Argônio);

- **Classe/subclasse de risco principal e subsidiário:** 2.2;

- **Número de risco:** 20;

### 3.4.6 METAL DE ADIÇÃO

O metal de adição utilizado para a junta de topo e na junta em T (cruciforme), na soldagem com microligados é da classe AWS A 5.18, tipo ER70S-6, bitola de 1,0 mm com tolerância de +0,01 -0,04. A Tabela 5 mostra a composição química.

*Tabela 5 – Composição química metal de adição*

Classe	Tipo	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Cr	Mo	V
AWS A5.18	ER70S-6	0,06 - 0,15	0,8 - 1,15	1,4 - 1,85	0,035	0,025	0,5	0,15	0,15	0,15	0,03

Fonte: [1]

## 3.5 Dimensionamento dos corpos de prova

Seguindo as orientações da norma NBR ISO 6892.1, os corpos de prova a serem fabricados se enquadrarão no tipo correspondente a espessura igual ou superior a 3 mm e fios, barras e perfis com diâmetro maior ou igual a 4 mm.

### 3.5.1 FORMA

- Para corpos de prova cilíndricos:  $0,75 \cdot d_0$ , onde  $d_0$  é o diâmetro do corpo de prova;
- Raio de transição 12 mm, para outros corpos de prova;
- Para corpos de prova com seção transversal retangular, respeitar a relação largura/espessura que não seja superior a 8:1;

### 3.5.2 DIMENSÕES

O dimensionamento dos corpos de prova é orientado pela norma ISO/TR 14345, a qual determina as dimensões da largura de ensaio e a distância do pé da solda até o início do raio de alívio, as quais devem ser maiores ou iguais a três vezes a espessura do material de base.

- a. Para corpos de prova cilíndricos:  $L_c = L_0 + (d_0/2)$ ;
- b. Para outros corpos de prova:  $L_c = L_0 + 1,5 \cdot (S_0)^{0,5}$ ;
- c. Distância entre as marcas de referência para  $L_0$  e garras da máquina não deve ser menor que  $(S_0)^{0,5}$ ;
- d.  $L_0 = k \cdot (S_0)^{0,5}$ , onde  $k = 5,65$  ou alternativamente  $k = 11,3$  para corpos de prova proporcionais;
- e. Para corpos de prova não proporcionais:  $L_c > L_0 + b_0/2$ .

### 3.5.3 ESTIMATIVA DA INCERTEZA

- a. Tipo A:  $u = s / (n)^{0,5}$ ;

## 3.6 Aquisição de dados

### 3.6.1 ESPECTRÔMETRO

Para determinação da composição química do material de base tem-se o equipamento de espectrometria Foundry-Master Pro, na Tabela 6 seguem dados técnicos do equipamento.

*Tabela 6 – Dados técnicos do espectrômetro*

Espectrômetro	Foundry-Master Pro
Fonte de força	90 / 250 VAC, 50 / 60 Hz
Consumo máximo	700 W
Consumo em modo espera	50 W
Rowland circle	Paschen-Rungemounting
Multi-CCD alta resolução	Resolução de pixel otimizada
Faixa de comprimento de onda	130 – 780 nm
Foco	350 mm
Frequência	80 – 500 Hz
Voltagem	250 – 500 V

Fonte: Fabricante

### 3.6.2 MICRODUREZA

Para análise de microdureza é utilizado o microdurômetro HMV-2 Series da Shimadzu, executa a medição em pequena área do corpo-de-prova e livre de avarias deve produzir resultados bastante confiáveis. Segue na Tabela 7 dados técnicos do equipamento:

*Tabela 7 – Dados técnicos do microdurômetro Shimadzu*

Microdurômetro	HMV-2
Força	Troca automática entre 9 tipos de força (98,07; 245,2; 490,3; 980,7 mN; 1,96; 2,942; 4,903; 9,803 e 19,614 N)
Unidade de carregamento	Sistema automático de troca de força
Lente objetiva	x40
Ocular	x10
Intervalo efetivo de medição	250 µm (em x40)
Resolução	0,01 µm
Estágio X – Y	Área superficial: 120 x 120 mm Stroke: +-12,5 mm Altura do corpo de prova: Máx. 100 mm, máx. profundidade: 140 mm Eixo Z: 60 mm stroke
Cálculo estatístico	256 peças de dados. Média, desvio padrão, coeficiente de variação, valor máximo, valor mínimo, gráfico de dispersão e histograma.
Dimensões	370 x 490 x 520 mm
Peso	42 kg
Requisitos de força	AC100 – 240 V +-10%, 300 VA 50 / 60 Hz
Condições ambientais	Temperatura: 5 a 40 °C Umidade: 0 a 80%

Fonte: Fabricante

### 3.6.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Os procedimentos de análise da micrografia se iniciam com o corpo de prova vindo do processo de corte, sucessor do processo de soldagem. O corpo de prova passa pelo desbaste nas lixas #200, #400, #600 e #1000, necessariamente nessa ordem, sem avançar até que a superfície

apresente aspecto homogêneo e ao seguir para a granulação mais fina ser girada em 90°, repetindo o processo de homogeneização da superfície. Após a lixa #1000, é realizado o processo de polimento com alumina na máquina politriz onde permanece até que o aspecto da superfície se pareça com um espelho. Com o polimento encerrado o corpo de prova sofre o ataque químico de Nital, com objetivo de evidenciar a zona termicamente afetada e microestruturas formadas nesta mesma região. Para tal, é utilizado o microscópio Olympus GX51 em conjunto com sistema de aquisição Olympus *Soft Imaging Solution GmbH* e captado imagens que serão comparadas com estruturas catalogadas em [50]. Através dessas imagens é possível observar os microconstituintes e a porcentagem de cada um.

#### 3.6.4 ENSAIOS MECÂNICOS

O equipamento para ensaio de tração é a máquina universal para ensaios mecânicos de tração, compressão e flexão modelo EMIC 23-300, eletromecânica, microprocessada, marca INSTRON. Tem campo de ensaios entre colunas de 650 mm, capacidade de 300 kN, tipo dupla coluna autoportante e acionamento através de esferas recirculantes pré-carregados com sistema de colunas guias cilíndricas.

#### 3.6.5 DEFINIÇÃO DO *SOFTWARE* DE SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL

O *software* escolhido tem alguns objetivos básicos que devem ser satisfeitos como diminuir tempo e custo no desenvolvimento de produto, e permitir que empresas usem a simulação mais eficientemente em prol de melhores performances e robustez. Sete pontos são levantados:

1. Padronização de processos;
2. Ferramenta de fácil operação para engenheiros projetistas;
3. Avaliação multidisciplinar;
4. Colaboração efetiva;
5. Alta disponibilidade;
6. Se afastar das simulações em CAD morosas;
7. Instituições renomadas sejam usuários.

#### 3.6.6 *SOFTWARE* E *HARDWARE*

As simulações numéricas para junta de topo e cruciforme, avaliação quanto a resistência a tração e fadiga, respectivamente, foram realizadas com o *software* ANSYS Workbench, através do sistema de análise *Static Structural*, em função de ser uma análise estrutural cuja

carga aplicada não varia com o tempo. A licença deste *software* é a acadêmica, baixada e registrada através do sítio [www.ansys.com](http://www.ansys.com).

Para estas simulações se faz necessário uma estação de trabalho com alta capacidade de processamento. De propriedade do autor, *work station* foi utilizado para programação, processamento e interpretação das simulações, com a seguinte configuração:

- Processador com 4 núcleos físicos (Intel® Core™ i5-3570 CPU @ 3.40 GHz);
- 8,0 GB de memória RAM (1333 MHz DDR3);
- HD de 500 GB, para armazenamento (taxa de escrita/leitura de até 6 Gb/s, 7200 rpm, tipo HDD);
- Intel HD Graphics 2500 Dynamic Video Memory Technology.

### 3.7 Processo de soldagem

O processo de soldagem utilizado foi o GMAW, com fonte de tensão constante, gás de proteção de Argônio com 10% de CO<sub>2</sub> a uma vazão de 16 L/min. A distância bico de contato peça, velocidade de soldagem e demais parâmetros do processo são descritos nas Tabelas 8 e 9. O primeiro e o segundo passe foram realizados com a tocha reta, posicionando o arame sólido no centro do chanfro. O terceiro passe foi realizado com a tocha reta e deslocado levemente para um lado do chanfro, enquanto o quarto passe levemente deslocado para o outro lado que não o do terceiro passe. Os sinais de tensão, corrente e velocidade de alimentação foram adquiridos por um sistema de aquisição de dados comercial a uma taxa de 5 kHz.

*Tabela 8 – Parâmetros utilizados no processo de soldagem experimental ASTM A36*

Parâmetros	1° Passe	2° Passe	3° Passe
Tensão média (V)	26	26	26
Corrente média (A)	172	176	174
Velocidade de alimentação (m/min)	6	6	6
Velocidade de soldagem (cm/min)	21,6	21,6	21,6
DBCP (mm)	12	12	12

Fonte: Próprio autor

*Tabela 9 – Parâmetros utilizados no processo de soldagem experimental microligado*

Parâmetros	1° Passe	2° Passe	3° Passe	4° Passe
Tensão média (V)	28	28	28	28
Corrente média (A)	194	196	195	197
Velocidade de alimentação (m/min)	6	6	6	6
Velocidade de soldagem (cm/min)	21,6	21,6	21,6	21,6
DBCP (mm)	12	12	12	12

Fonte: Próprio autor

### **3.8 Conversão microdureza para tensão de ruptura pela norma ASTM E140**

Com os valores oriundos de dureza Brinell, Vickers, Rockwell, Superficial, Knoop e Scleroscope, é possível obter estimativas de tensão de ruptura. A norma ASTM E140 relaciona esses valores em 9 Tabelas e equações em seu apêndice, tendo conversões entre as diferentes durezas e estimativas de tensão de ruptura na unidade  $\text{kgf.mm}^{-2}$ . A designação da norma utilizada no presente estudo é ASTM E140-07.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Análises químicas

Na Tabela 10 a seguir, verifica-se a composição química das amostras dos aços ASTM A36 e microligado.

*Tabela 10 – Composição química dos aços ASTM A36 e microligado*

ELEMENTO DE LIGA	ANÁLISE QUÍMICA	
	ASTM A36	MICROLIGADO
Fe	99,5	98,9
C	0,0214	0,161
Si	0,0173	0,178
Mn	0,303	0,925
P	0,0009	0,0153
S	0,0092	0,0062
Cr	0,0045	0,0298
Mo	0,0015	0,0034
Ni	0,009	0,0129
Al	0,005	0,0513
Co	0,0035	0,0036
Cu	0,0058	0,0233
Nb	0,0031	0,003
Ti	0,002	0,0021
V	0,001	0,0013
W	0,0075	0,0075
Pb	0,0025	0,0025
Sn	0,0016	0,0054
B	0,0006	0,0005
Ca	0,003	0,0022
Zr	0,0015	0,0015
Bi	0,005	0,005
As	0,0019	0,0029
N	0,0064	0,0081
Sb	0,003	0,003

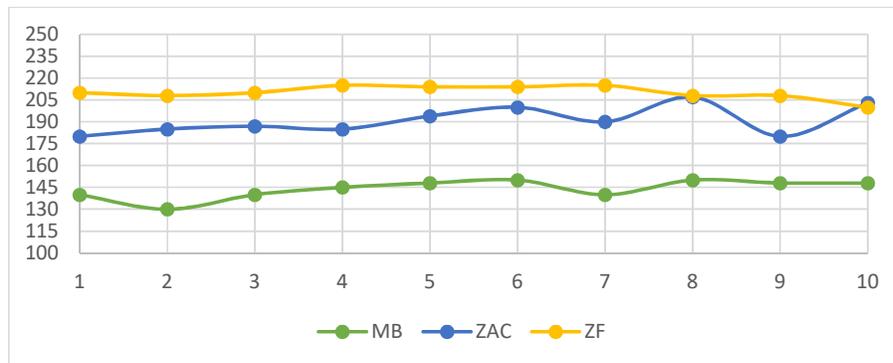
Fonte: Próprio autor

Verifica-se que o aço ASTM A131 atende as especificações segundo a norma ASTM e o microligado possui os elementos que o caracterizam ser tal aço. Vários autores [1, 3, 5, 10] citam que variações nos valores dos elementos de liga podem ter comportamento significativo nos resultados obtidos, comprometendo as propriedades mecânicas finais dos materiais estudados.

#### 4.2 Microdureza Vickers HV 0,3

As análises foram realizadas após preparação padrão de metalografia citada anteriormente. Na Figura 14 verifica-se o comportamento de microdureza Vickers HV 0,3 do aço ASTM A36 observando-se maior valor na zona de fusão comparado com a zona termicamente afetada do material base e na Figura 15 o comportamento de microdureza Vickers HV 0,3 do aço microligado com valores relativamente maiores devido à presença de bainita.

*Figura 14 – Microdurezas Vickers HV 0,3 encontradas no material base, ZTA e zona fundida do aço ASTM A36*



Fonte: Próprio autor

*Figura 15 – Microdurezas Vickers HV 0,3 encontradas no material base, ZTA e zona fundida do aço microligado*



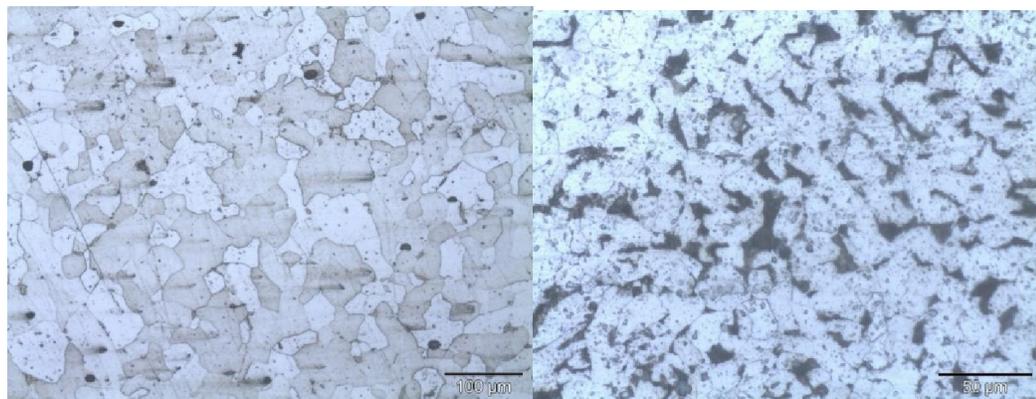
Fonte: Próprio autor

É possível notar a diferença de microdureza no metal base em relação à zona fundida para ambos os aços, confirmando as orientações de norma para uma união soldada de boa qualidade. A microdureza do metal base do aço ASTM A36 é relativamente inferior ao microligado, isso ocorre pelo fato do aço microligado possuir elementos como Nióbio, Vanádio e Manganês que promovem incremento de dureza e propriedades mecânicas. A zona termicamente afetada apresenta característica de microdureza intermediária entre metal de base e zona fundida, pois é nessa região onde efetivamente há a fusão dos metais de base e adição; havendo um balanço de propriedades mecânicas por haver a fundição entre eles.

#### 4.3 Análise microestrutural

Na Figura 16 (a) e (b) podem ser verificadas as microestruturas nos metais de base dos aços ASTM A36 e microligado, respectivamente. A microestrutura detectada nos dois aços foi constituída por ferrita e perlita, identificando-se que as amostras se encontravam na condição de conformação mecânica (laminados a quente).

*Figura 16 – Microestrutura do metal base constituída por ferrita e perlita nos aços ASTM A36 (a) e microligado (b).*



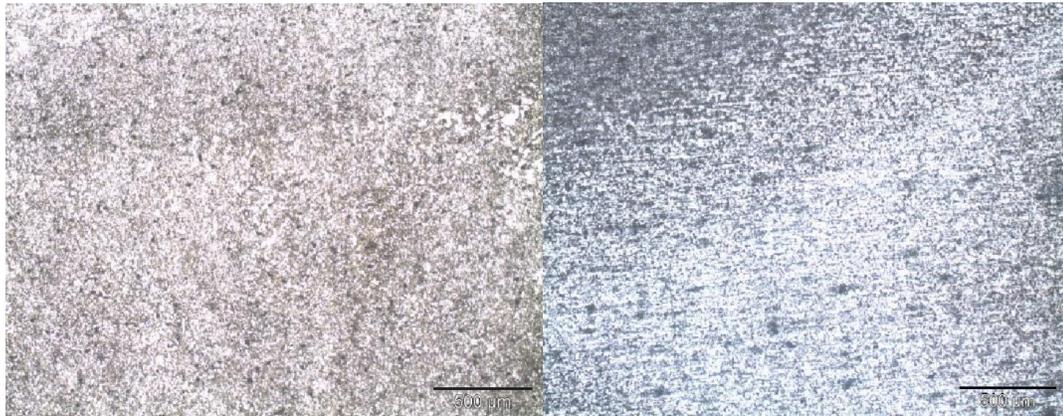
(a)

(b)

Fonte: Próprio Autor

Na zona termicamente afetada, detectou-se a microestrutura do aço ASTM A36 constituída por Ferrita e Perlita e do aço microligado constituída por ferrita, perlita e bainita. [1] afirma que a presença de bainita contribui para o aumento da resistência mecânica dos aços. Na Figura 17 (a) verifica-se microestrutura do aço ASTM A36 e (b) microligado, na ZAC.

*Figura 17 – Microestrutura ZAC constituída por ferrita e perlita no aço ASTM A36 (a) e ferrita, perlita e bainita no aço microligado (b)*



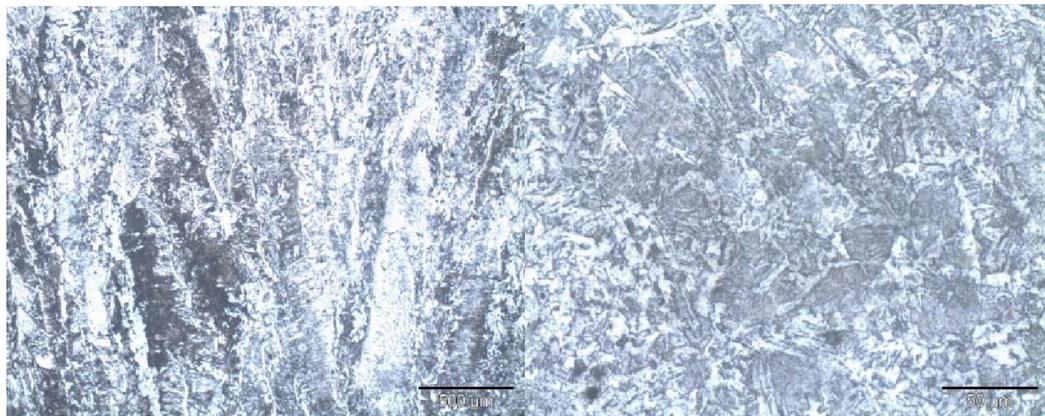
(a)

(b)

Fonte: Próprio Autor

Na zona de fusão, detectou-se a microestrutura do aço ASTM A36 constituída por ferrita, perlita e dendritas; já no aço microligado constituído por ferrita, perlita, dendrita e bainita. [1] afirma que a presença de bainita contribui para o aumento da resistência mecânica dos aços; na Figura 18 verifica-se microestrutura do aço ASTM A36 (a) e microligado (b) na zona de fusão.

*Figura 18 – Microestrutura ZF constituída por perlita e dendritas no (a) aço ASTM A36 e ferrita, perlita, dendritas e bainita no (b) aço microligado.*



(a)

(b)

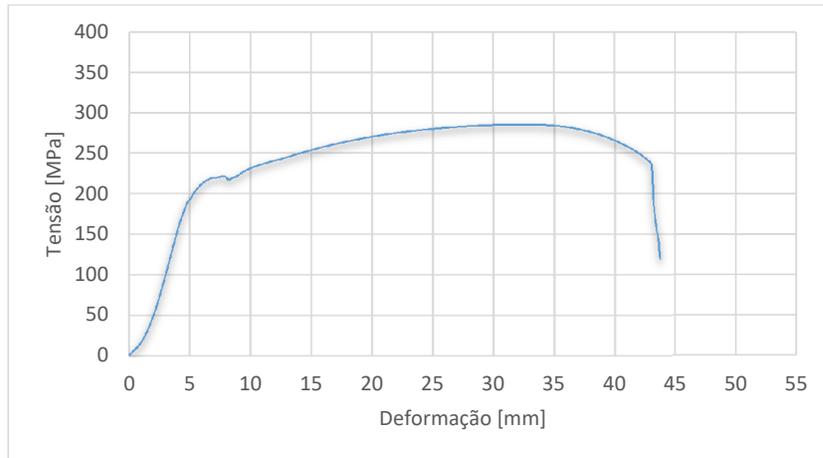
Fonte: Próprio autor

#### **4.4 Ensaios Mecânicos**

Os ensaios mecânicos determinaram a tensão máxima, tensão de escoamento e alongamento dos aços estudados. Verificou-se que o aço microligado apresentou limite de

resistência e escoamento superiores ao ASTM A36, esses resultados também foram verificados nas simulações realizadas. Na Figura 19 verifica-se a curva tensão deformação do aço ASTM A36 e Figura 20 do aço microligado.

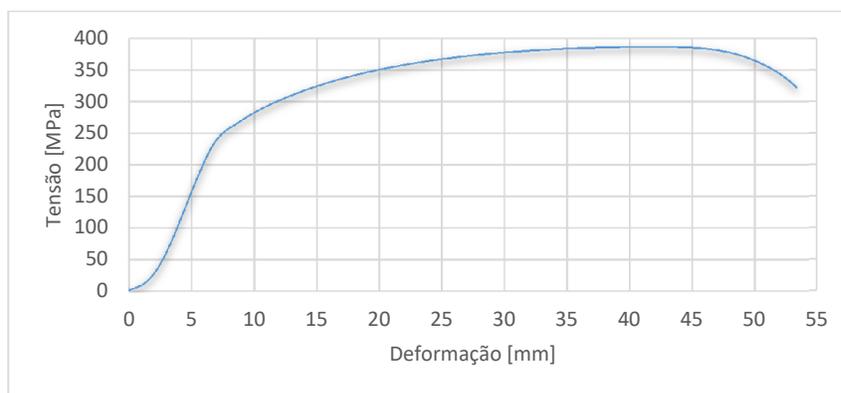
*Figura 19 – Gráfico tensão deformação para o Aço ASTM A36*



Fonte: Próprio autor

Pode-se notar no gráfico da Figura 19 a estrição do corpo de prova na transição do comportamento elástico para o plástico e o alongamento com diminuição da seção transversal até a ruptura do espécime, caracterizando um típico comportamento dúctil. A deformação ultrapassa 40 mm para os 130 mm do comprimento paralelo do espécime.

*Figura 20 – Gráfico tensão deformação para o aço microligado*



Fonte: Próprio autor

No gráfico da Figura 20 a estrição do corpo de prova na transição do comportamento elástico para o plástico e o alongamento com diminuição da seção transversal até a ruptura do

espécime com comportamento de transição dúctil-frágil. A deformação se aproxima de 55 mm para os 167 mm do comprimento paralelo do espécime.

#### 4.5 Ensaio de fadiga

Com o corpo de prova devidamente fixado no equipamento, são inseridos os parâmetros de ensaio na unidade de controle: mínimo e máximo de carga a ser aplicada, limites de extrapolação de carga e deslocamento no ensaio, tipo de curva aplicada, frequência e a forma como esses dados foram exportados. Para escolha da carga levou-se em consideração o fato de que há menor dispersão de resultados na região de alta carga e baixo número de ciclos do diagrama S-N, conforme [48]. Portanto o valor escolhido por [49] foi de 65kN e o resultado está exposto na Tabela 11.

*Tabela 11 – Resultados ensaio de fadiga junta cruciforme*

Número de ciclos	Término do ensaio
480.592	Ruptura no pé da solda

Fonte: [49]

#### 4.6 Simulações computacionais

Para as simulações computacionais do presente estudo se pode citar as seguintes etapas:

1. Geração da geometria;
2. Geração da malha de elementos finitos;
3. Definição das propriedades do material;
4. Definição das condições iniciais;
5. Definição das restrições do espécime;
6. Definição das forças aplicadas no espécime;
7. Definição dos parâmetros do solver;
8. Solução e
9. Pós-processamento.

A simulação computacional iniciou com o desenho da geometria definido nos processos anteriores do presente estudo, com atenção aos detalhes geométricos por conta de ser necessário muitos coeficientes de correção para concentração de tensão. A malha gerada manteve um nível de continuidade de forma que não houvesse mudanças bruscas de um elemento para outro e essa relação tem uma relação empírica a ser procurada de que um elemento não deve exceder 3 vezes o tamanho do anterior; tais recomendações foram reconhecidas pela comunidade internacional de pesquisa e utilização do Método de Elementos Finitos para solução de problemas físicos-matemáticos aplicados em engenharia como ESSS que é parceira no canal de elite da ANSYS (*ANSYS Elite Channel Partner*) e CAE Associates que presta serviços de cálculos e simulações computacionais além de treinamentos especializados em Método dos

Elementos Finitos e baseada no Connecticut, Estados Unidos. Para alcançar tais recomendações fez-se as malhas determinando sempre o método que se refina mais e obteve-se número de elementos e nós suficientes para resultados refinados aplicando-se a ferramenta de refinamento de faces e arestas para áreas críticas dos espécimes. Importante ressaltar que análises de elementos mecânicos se comportam de uma maneira menos complexa que elementos fluidos, como aplicações de transferência de calor em gases por exemplo. As propriedades dos materiais foram inseridas no chamado Dados de Engenharia e correspondem aos valores adquiridos de teste mecânico, conversão dos resultados de microdureza HV 0,3 em tensão de ruptura através da norma ASTM E140 e valores de referência do *Handbook* de caracterização dos materiais da *ASM* para enfim encontrar os valores oriundos da simulação computacional.

#### 4.6.1. TRAÇÃO

Com intuito de encontrar a força máxima a que o espécime pode ser submetido as simulações foram realizadas balizando o valor de referência através do fator de segurança; este valor de referência é igual a 1 para separar a carga dentro do aceitável para que não ocorra falha e onde a falha é prevista. A força imposta foi variada iterativamente até que se encontrasse este valor de referência para então poder comparar com os valores oriundos de *Handbook*, conversão através de norma e ensaios mecânicos. Com os resultados em mãos se pôde constatar que a região do espécime indicado como primeiro ponto de falha não coincidia com as regiões empiricamente conhecidas, sendo feito então algumas modificações em relação as restrições impostas de forma a que tais pontos coincidissem com os empíricos. Os resultados mais próximos dos físicos foram nas situações em que se utilizou de simplificações e definições objetivas de programação, enquanto que os resultados mais destoantes foram aqueles em que se reproduziu exatamente as condições de teste experimental. Acredita-se que isso tenha ocorrido pela questão de que a simulação computacional deva necessariamente ser executada de forma rápida e com menor necessidade de programador e processamento, obtendo tais valores através de coeficientes de ajuste com intuito de minimizar o impacto da questão geométrica como cantos vivos por exemplo. Entre as duas situações optou-se em apresentar os resultados mais próximos aos experimentais. No Apêndice B são apresentados os valores das forças de tração esperadas para ocasionar escoamento com dados oriundos de valores de referência de [1] e ensaios experimentais; no Apêndice C são apresentados os valores das forças de tração esperados para ocasionar ruptura com dados oriundos de valores de referência de [1], conversão de microdureza HV 0,3 através da norma ASTM E140 e ensaios experimentais; no Apêndice D são apresentados os valores das forças de tração para falha obtidos através da

simulação computacional com dados oriundos dos valores de referência obtidos de [1], conversão de microdureza HV 0,3 através da norma ASTM E140 e ensaios experimentais.

O limite de escoamento é o ponto máximo em que o material suporta carga dentro de um regime elástico, acima desse ponto não se pode mais utilizar a lei de Hooke pois haverá uma parcela da deformação irrecuperável, caracterizando um regime plástico. O Apêndice B expõe as forças encontradas pela teoria, testes mecânicos, tensões de referência e seções do corpo de prova para os aços ASTM A36 e microligado. Importante salientar a questão de que os valores teóricos são para o material base sem qualquer processo metalúrgico de soldagem enquanto que os ensaios mecânicos são do espécime soldado com junta de topo. Os resultados dos ensaios mecânicos são demasiado inferiores aos esperados, havendo uma diferença maior para a expectativa quanto ao aço microligado e tendo valores próximos aos esperados, mas igualmente inferior para o aço ASTM A36.

O limite de ruptura de um material é caracterizado pelo seu colapso, é o limite de tensão a que o material suporta sem que rompa e é essa a força exposta no Apêndice C juntamente com as tensões de referência e seções utilizadas nos corpos de prova. É possível notar que os valores dos ensaios mecânicos são inferiores aos teóricos, importante atentar à questão de que se trata de uma junta soldada e os valores teóricos tratam das propriedades mecânicas do metal base.

Tensão para falha é relacionada com a tensão admissível do material e contexto de projeto, trata dos valores nominais de esforços e tensões sendo a força para falha, tensões e seções de referência expostos no Apêndice D.

Os valores das forças necessárias para escoamento e ruptura teóricos obtidos com os dados oriundos da conversão de microdureza HV 0,3 através da norma ASTM E140 e referência *ASM Handbook V1* não levam em consideração eventuais defeitos de fabricação do material base, metal de adição, processo de soldagem, processo de usinagem e detalhes geométricos como os ensaios experimentais e simulação computacional; sendo esperado valores superiores, não podendo ser realizadas predições de resistência mecânica para elementos de máquinas e peças fabricadas por processos metalúrgicos mais complexos de forma rápida e validada com uma maior confiabilidade que considerar meramente tensão de escoamento e ruptura nominais.

#### 4.6.2 FADIGA

As simulações computacionais para vida em fadiga da junta cruciforme foram realizadas de duas formas. A primeira definindo as condições de contorno simplificada como se

espera que ocorra para explorar velocidade de programação e relativa menor complexidade e a segunda restringindo da mesma forma que a máquina utilizada nos ensaios experimentais na máquina Shimadzu, referida anteriormente. Na segunda situação a falha ocorre no local onde se espera empiricamente, porém os resultados foram mais distantes do que aqueles encontrados na primeira situação, em que o local da falha ocorre na região em que foi imposto o apoio fixo de forma simplificada, ou seja, na face oposta à que é aplicada a força cíclica. Está sendo apresentado os valores da primeira situação pelo fato de estarem mais próximas dos valores encontrados por [49], utilizados como balizamento para a presente simulação computacional. Esse comportamento de que uma forma mais direta, conceitualmente correta, é prevista e bem recebida pelo fato de que se busca objetividade e velocidade nas programações, sendo previsto ajustes e coeficientes que façam as previsões de tais situações. Na Tabela 12 são apresentados previsão de vida em fadiga via simulação computacional para o aço microligado para os dados de entrada ASM *Handbook V1*, conversão microdureza através da norma ASTM E140, ensaio mecânico e literatura atual.

*Tabela 12 – Número de ciclos e fator de segurança para carga de 65 kN na junta cruciforme via simulação computacional para o aço microligado para os diferentes dados de entrada*

Número de ciclos para falha	
Fonte dos dados	ASTM A131 AH36
ASM <i>Handbook v1</i>	7357
ASTM E140	7364
Ensaio mecânico	14773
[49]	480.592

Fonte: Próprio autor

Os resultados das simulações computacionais são claramente mais conservadores do que os experimentais encontrados por [49], o que é aceitável por ser a favor da segurança. Apesar dos valores de tensão de ruptura diferentes para os dados de entrada oriundos de [1] e conversão de microdureza HV 0,3 através da norma ASTM E140, os valores de tensão de escoamento foram os mesmos e seus resultados praticamente iguais; tal fato direciona as conclusões para o lado de que as rotinas de cálculo pelo Método dos Elementos Finitos utiliza a tensão de escoamento para critérios de falha ou os fatores geométricos são preponderantes a ponto de limitar a vida em fadiga e aproximar resultados para diferentes tensões de ruptura. Os valores encontrados para as simulações computacionais são 65 vezes menores que o valor encontrado no ensaio experimental, não sendo aceitável tal diferença; um fator de segurança

extremamente conservador que pudesse ser aceito seria da ordem de 10 visando não desperdiçar energia na fabricação e matérias-primas. Para validar as simulações computacionais se faz necessário explorar de outras formas essa ferramenta que é sim muito potente e tratar estatisticamente os valores experimentais de outras juntas soldadas para então comparar tais resultados de forma prudente e concisa.

#### **4.7 Considerações finais**

A partir dos resultados obtidos e discutidos conclui-se que:

- As composições químicas dos aços ASTM A36 e microligado das amostras apresentaram valores dentro das especificações;
- As microestruturas dos aços ASTM A36 e microligado, encontradas nas amostras apresentaram constituição ferrítica e perlítica em ambas as amostras;
- Na zona termicamente afetada do aço microligado a presença de bainita ocasionou o aumento da microdureza nesta região;
- A microestrutura da zona de fusão de ambos os aços estudados é constituída por ferrita, perlita e ferrita de Widmanstätten;
- A resistência mecânica encontrada nas simulações de ambos os aços estudados apresentou similaridades com relação aos dados obtidos na simulação;
- Aspectos relacionados com o acabamento dos corpos de prova para ambos os aços estudados nos ensaios de tração influenciaram parcialmente os ensaios mecânicos;
- O aporte térmico apresentou efeito mais significativo na microestrutura da ZTA e zona de fusão do aço microligado;
- Houve “ancoragem” parcial no tamanho de grão austenítico no aço microligado;
- A simulação computacional para determinação da tensão máxima do aço ASTM A36 soldado com junta de topo apresentou resultados conservadores, ou seja, com menores valores comparando-se com os obtidos nos ensaios instrumentados;
- A simulação computacional para determinação da tensão máxima do aço microligado soldado com junta de topo apresentou resultados conservadores, ou seja, com menores valores comparando-se com os obtidos nos ensaios instrumentados;
- A partir da avaliação realizada na simulação dos aços do presente estudo conclui-se que os valores de tensão máxima foram superiores no caso do aço microligado. Mesmo não tendo sido realizado simulação microestrutural a literatura associa o mesmo a presença de microestrutura bainítica;

- Comparando-se a simulação de deformação entre os aços verificou-se que o aço ASTM A36 apresentou menor deformação;
- Na simulação computacional o fator geométrico parece ter sido preponderante para a falha do espécime sob esforço de tração, pois diferentes tensões de ruptura resultaram em iguais cargas até a falha para os casos conversão microdureza HV 0,3 pela ASTM E140 e dados oriundos da *ASM Handbook V1*;
- É válido o estudo e aprimoramento das simulações computacionais para vida em fadiga pois no processo de pesquisa se obteve resultados de outras situações de teste com resultados coerentes, no entanto, para geometrias menos complexas. Tais resultados não foram apresentados aqui pois não eram objetos específicos propostos para este estudo.

## 5. CONCLUSÕES

- O perfil de microdureza relacionada ao metal base de ambos os aços estudados, ZTA e zona de fusão demonstrou nitidamente aumento da microdureza na ZTA e ZF;
- Para o aço ASTM A36 verificou-se um fator de segurança de 2,31 para valor encontrado na simulação computacional em relação ao ensaio mecânico;
- Para o aço ASTM A36 verificou-se um fator de segurança de 2,06 para valor encontrado na simulação computacional em relação ao valor de referência do ASM *Handbook V1*;
- Para o aço ASTM A36 verificou-se um fator de segurança de 2,04 para valor encontrado na simulação computacional em relação ao valor convertido da microdureza HV 0,3 através da norma ASTM E140;
- Para o aço microligado verificou-se um fator de segurança de 1,97 para o valor encontrado na simulação computacional em relação ao ensaio mecânico;
- Para o aço microligado verificou-se um fator de segurança de 1,34 para valor encontrado na simulação computacional em relação ao valor de referência do ASM *Handbook V1*;
- Para o aço microligado verificou-se um fator de segurança de 1,34 para valor encontrado na simulação computacional em relação ao valor convertido da microdureza HV 0,3 através da norma ASTM E140;
- As simulações computacionais de vida em fadiga para a junta cruciforme com dados oriundos de ensaio experimental, conversão microdureza HV 0,3 através da norma ASTM E140 e valores de referência oriundos do ASM *Handbook V1* não são aceitáveis pelo fato de ter sido encontrado diferença de resultados na ordem de até 65 vezes entre eles.

## 6. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

- Obtenção de ensaios de fadiga comparativos entre os aços ASTM A36 e microligado;
- Aplicar *shot peening* em juntas soldadas com aços ASTM A36 e microligado e avaliar seu desempenho;
- Verificar os efeitos da composição química na vida em fadiga de juntas soldadas associando com o processo de simulação;
- Obtenção de resultados para vida em fadiga comparativos entre simulação computacional de juntas de topo utilizando como material de base aço microligado de dimensões na ordem de 1 polegada de espessura e ensaio mecânico;
- Obtenção de resultados para vida em fadiga comparativos entre simulação computacional de juntas em T utilizando como material de base aço microligado na ordem de 1 polegada de espessura e ensaios experimentais;
- Comparar a análise da vida em fadiga para elementos mecânicos críticos na construção naval entre simulação computacional e ensaios experimentais;
- Aprimorar as programações para previsão de vida em fadiga para diferentes juntas soldadas com o aço microligado para geometrias menos complexas;
- Aprimorar as programações para previsão de vida em fadiga para diferentes juntas soldadas com o aço microligado para geometrias mais complexas;
- Estudar simulação computacional para vida em fadiga em elementos de máquinas além de projetos de uniões soldadas;
- Simular microestrutura para aços microligados;
- Simular microestrutura para juntas de uniões soldadas que utilizem como metal base aços microligados.

## 7 REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- [1] *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM Handbook Volume 1, 2005
- [2] ISENMANN, Armin; **O Processo do alto-forno e a produção de aço**; Notas de aula: Processos Industriais – Módulo Aço; Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais
- [3] *CRC Handbook of Chemistry and Physics – 95<sup>th</sup> Edition 2014-2015*
- [4] BRADY, George S.; CLAUSER, Henry R.; VACCARI, John A.; **Materials Handbook**; 5<sup>a</sup> Ed., New York: McGraw-Hill, 2004
- [5] Medeiros, J.L.B. (2015). **Applying Oxi-nitrocarburizing surface strengthening process to corrosion prevention in MIM 17-4 PH Stainless Steels**
- [6] CALLISTER Jr, William D.; RETHWISCH, David G.; **Materials Science and Engineering Na Introducion**; 8<sup>a</sup> Ed.; Versailles: Willey, 2009
- [7] PADILHA, Angelo Fernando; **Materiais de Engenharia – Microestruturas e Propriedades**; Curitiba: Hemus; 2000
- [8] Materials Characterization was published in 1986 as Volume 10 of the 9th Edition Metals Handbook. With the third printing (1992), the series title was changed to ASM Handbook. The Volume was prepared under the direction of the ASM Handbook Committee
- [10] KUMAR, B. V. R.; **A review on importance of microalloying in steel**; Internacional journal of mechanical engineering and technology; Volume 5, Issue 2, February (2014), pp. 187-193
- [11] RAMIREZ, J. E.; **CHARACTERIZATION OF HIGH-STRENGTH STEEL WELD METALS**: Chemical composition, microstructure, and nonmetallic inclusions; Welding Journal – March 2008, Vol. 87: 65-s to 73-s.
- [12] SACCON, V. T.; **Investigação microestrutural e estudo das propriedades mecânicas da liga de alumínio AA2139 T3 e T8 soldadas por Friction Stir Welding – FSW/ Vinícius Toledo Saccon**; Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de São Carlos, 2011
- [13] OLIVEIRA, T. P.; **Estudo da soldagem dissimilar entre os aços ASTM P91 e DIN 14MOVV6.3 para componentes sujeitos a fluência**; Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de Santa Catarina, 2010

- [14] Tanigawa, O.; Ishi, H.; Itakura, N.; Amano, K.; Nakano, Y.; Kawabata, F.; **KAWASAKI STEEL GIHO**; 1993, Vol. 25; n° 1; p. 13-19
- [15] NAKASHIMA, Koichi; HASE, Kazukumi; ETO, Taiki; **DEVELOPMENT OF SHIPBUILDING STEEL PLATE WITH SUPERIOR LOW TEMPERATURE TOUGHNESS FOR LARGE HEAT INPUT WELDING**; JFE Technical Report; n° 20: march 2015
- [16] KOMIZO, Y; FUKADA, Y; **CTOD PROPERTIES AND MA CONSTITUENT IN THE HAZ OF C-MN MICROALLOYED STEEL**; The Sumitomo Search, N° 40, 31-40
- [17] MATSUDA, F; LI, Z; BERNASOVSKY, P; ISHIHARA, K; OKADA, H.; **AN INVESTIGATION OF THE BEHAVIOR OF M-A CONSTITUENT IN SIMULATED HAZ OF HSLA STEELS**; IIW Document IX-B-1591-90; 1990.
- [18] BHADOSHIA, H; SVENSSON, L; **MODELLING THE EVOLUTION OF MICROSTRUCTURE IN STEEL WELD METAL**; Mathematical Modelling of Weld Phenomena, eds H. Cerjak, K. E. Easterling, Institute of Materials, London, 1993, pp 109-182.
- [19] KUMAR, B. V. R.; **A REVIEW ON IMPORTANCE OF MICROALLOYING IN STEEL**; International Journal of Mechanical Engineering and Technology; Volume 5, Issue 2, February (2014), pp. 187-193
- [20] BOSE-FILHO, W. W.; CARVALHO, A. L. M.; STRANGWOOD, M.; **EFFECTS OF ALLOYING ELEMENTS ON THE MICROSTRUCTURE AND INCLUSION FORMATION IN HSLA MULTIPASS WELDS**; Materials Characterization 58: 2007; pg. 29-39
- [21] TREVISAN, R. E. et al., 2002, **“EFFECT OF INTERPASS TEMPERATURE ON MORPHOLOGY, MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS OF WELDED API 5L X65 STEEL”**; In: International Pipeline Conference, (IPC02-27112) CD-Romúnico, Calgary, 5p.
- [22] CAMPOS, P. T., 2005, **“CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS PELOS PROCESSOS MIG/MAG (GMAW) E ARAME TUBULAR (FCAW)”**, Curitiba, 75p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Católica do Paraná, Paraná

- [23] FARIAS, J. P.; QUITES, A. M.; 1992; “**FATORES QUE INFLUENCIAM A MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL DE SOLDA DE AÇOS AO C-Mn E BAIXA-LIGA**”. ABS. Proceedings. Anais. Vol. 2, 371-387
- [24] Wainer, Emilio; Brandi, Sérgio Duarte; Mello, Fábio Décourt Homem de; **SOLDAGEM: processos e metalurgia**; 4ª Reimpressão; Ed. Edgard Blücher LTDA; São Paulo, 2004
- [25] **ESSERS**, W.G. et. al. Heat Transfer and Penetration Mechanisms with GMA and Plasma-GMA Welding. Welding Journal, Miami, v. 60, n. 2, p. 37-42, Fev. 1981
- [26] **WASZINK**, J. H. et, al. Heat Generation and Heat Flow in the Filler Metal in GMA Welding, Welding Journal, Miami, v.61, n. 8, p. 269-280, Aug. 1982
- [27] **ESSERS**, W. G.; **WALTER**, R. Some aspects of the penetration mechanisms in metal inert gas (MIG) welding. In: **ARC PHYSICS AND WELD POOL BEHAVIOR INTERNACIONAL CONFERENCE**, 1979, Londres, PAPERS. Londres: The Welding Institute, 180, v. 1. p. 289-295
- [28] **BERGMAN**, Theodore L.; **LAVINE**, Adrienne S.; **INCROPERA**, Frank P.; **DEWITT**, David P.; **FUNDAMENTALS OF HEAT AND MASS TRANSFER**; 7ª Edição; John Wiley & Sons; Jefferson City: 2011
- [29] **PAULES**, J. R.; **DEVELOPMENTS IN HSLA STEEL PRODUCTS**; JOM – The journal of the minerals, metals & materials society; January 1991; p. 41-44
- [30] **MODENESI**, Paulo J.; **MARQUES**, Paulo V.; **SANTOS**, Daboberto B.; **METALURGIA DA SOLDAGEM**; Belo Horizonte: 2012
- [31] **OKUMURA**, Toshie; **Taniguchi**, Célio; **ENGENHARIA DE SOLDAGEM E APLICAÇÕES**; LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A.; Rio de Janeiro: 1982
- [32] **MARQUES**, Paulo Villani; **MODENESI**, Paulo José; **BRACARENSE**, Alexandre Queiroz; **SOLDAGEM: FUNDAMENTOS E TECNOLOGIA**; 3ª Edição atualizada; Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.
- [33] **MODENESI**, **P. J.**; **INTRODUÇÃO À FÍSICA DO ARCO ELÉTRICO E SUA APLICAÇÃO NA SOLDAGEM DOS METAIS**; Colaboração: Alexandre Q. Bracarense; Universidade Federal de Minas Gerais: 2007.

- [34] MACHADO, Ivan Guerra; **SOLDAGEM E TÉCNICAS CONEXAS: PROCESSOS**; Editado pelo autor; Porto Alegre: 1996.
- [35] WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D.; **SOLDAGEM: Processos e metalurgia**; Editora Edgard Blücher LTDA, São Paulo: 2004
- [36] QUITES, A. M.; **INTRODUÇÃO À SOLDAGEM A ARCO VOLTAICO**; Soldasoft; Florianópolis: 2002
- [37] KOU, Sindo; **WELDING METALLURGY**; Second edition: 2003; United States of America; John Wiley & Sons, 466p
- [38] MARTINS, W. P.; NASCIMENTO, C. C. F.; MENESES, V. A; **EFFECT OF CHANGE IN ENERGY AND WELDING PREHEAT TEMPERATURE ON THE BEHAVIOR OF MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL JOINTS WELDED HSLA STEEL**; 6<sup>th</sup> Brazilian conference on manufacturing engineering: 2011; Caxias do Sul – RS – Brazil
- [39] **AMERICAN BUREAU OF SHIPPING**: Rules for materials and welding – Part 2; Copyright © 2009; ABS Plaza; 16855 Northchase Drive, Houston, TX 77060 USA
- [40] SILVA, E. L. da; SILVA, P. M. N. da; SILVA, C. M. da; **MIG PULSADO: ESTUDO COMPARATIVO DA VARIAÇÃO DA DISTÂNCIA BICO DE CONTATO PELO CONTATO PEÇA SOB A GEOMETRIA DA SOLDA NA LIGA AA5052 EM DUAS POSIÇÕES DE SOLDAGEM**; VII Congresso Norte Nordeste de Pesquisa e Inovação, Palmas, Tocantins, 2012
- [41] LIMA, A. C.; FERRARESI, V. A.; **EFEITO DA DISTÂNCIA BICO DE CONTATO PEÇA NO MAPA DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA DE UM ARAME TUBULAR AUTOPROTEGIDO**; 15<sup>o</sup> Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica: 2005.
- [42] Extraído do sítio <http://principo.org/definico-de-soldagem.html?page=6> na data de 10/01/2018
- [43] CHUNG, C. *Simulation Modelin Handbook: A Practical Approach*. [S.l.]: CRC Press, 2003
- [44] MARIA, Anu; **INTRODUCTION TO MODELING AND SIMULATION**; Proceedings of the 1997 Winter Simulation Conference; Ed. S. Andradóttir, K. J. Healy; D. H. Wichters; and B. L. Nelson

- [45] HUGHES, Thomas J. R.; **THE FINITE ELEMENT METHOD: Linear Static and Dynamic Finite Element Analysis**; Pretince-Hall, Inc.; New Jersey: 1987
- [46] HUNTER, Peter; **FEM/BEM NOTES**; Department of Engineering Science; The University of Auckland; New Zeland: 2001
- [47] BROWELL, R; HANCQ, A.; **Calculating and displaying fatigue results**; ANSYS, Inc.; March 29, 2006
- [48] EUROCODE 3 (1991); **Design of steel structures: Part 1.9** – Fatigue
- [49] FUNES, G. X.; AMARARO P.; **Averiguação da resistência à fadiga do detalhe soldado cruciforme em aço ASTM A131 AH36 considerando a aplicação do processo de toe grinding aos cordões**; Dissertação de Engenharia Mecânica Naval, Repositório FURG, 2015
- [50] ASM HANDBOOK, Vol. 09 **Metallography and Microstructures**, ASM International The Materials Information Company, 2005
- [51] ISO/TR 14345 (2012); **Fatigue testing of welded componentes** – Fatigue Guidance;
- [52] American Society for Testing and Materials; **Standard hardness conversion tables for metals relationship among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness and Scleroscope Hardness**; ASTM E 140, U. S. A., 2007
- [53] NBR ISO 6892.1 (2013); **Materiais metálicos – Ensaio de tração Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente**;

## APÊNDICE A

*Tabela microdureza Vickers HV 0,3 via espectrômetria ótica em 10 pontos aleatórios ao longo da junta soldada*

Ponto	ASTM A36			Microligado		
1	140	180	210	175	190	210
2	130	185	208	185	210	220
3	140	187	210	180	215	210
4	145	185	215	188	210	210
5	148	194	214	178	195	222
6	150	200	214	185	210	230
7	140	190	215	189	200	227
8	150	207	208	188	190	210
9	148	180	208	180	200	215
10	148	203	200	184	205	210
Média	146,5	188,5	210	184,5	202,5	212,5

## APÊNDICE B

*Apêndice B – Força de escoamento para fonte de dados oriundas de referência ASM Handbook V1, conversão microdureza Vickers HV 0,3 através da norma ASTM E140 e ensaios experimentais*

Força de escoamento [kN]				
Fonte	Tipo de aço	ASTM A36	Tensão referênci a [MPa]	Seção [mm <sup>2</sup> ]
	Origem			
Teórico	ASM <i>Handbook</i> V1	95	250	380
Teste	Ensaio mecânico	77,52	204	
Fonte	Tipo de aço	Microligado	Tensão referênci a [MPa]	Seção [mm <sup>2</sup> ]
	Origem			
Teórico	ASM <i>Handbook</i> V1	162,3	355	457,2
Teste	Ensaio mecânico	100,59	220	

## APÊNDICE C

*Apêndice C – Força de ruptura para fonte de dados oriundas de referência ASM Handbook V1, conversão microdureza Vickers HV 0,3 através da norma ASTM E140 e ensaios experimentais*

Força de ruptura [kN]				
Fonte	Tipo de aço	ASTM A36	Tensão referência [MPa]	Seção [mm <sup>2</sup> ]
	Origem			
Teórico	ASM Handbook V1	152	400	380
	ASTM E140	186	490	
Teste	Ensaio mecânico	107,9	284	
Fonte	Tipo de aço	Microligado	Tensão referência [MPa]	Seção [mm <sup>2</sup> ]
	Origem			
Teórico	ASM Handbook V1	224,0	490	457,2
	ASTM E140	269,7	590	
Teste	Ensaio mecânico	176,47	386	

## APÊNDICE D

*Apêndice D – Força para falha através de simulação computacional com dados de entrada oriundos de referência ASM Handbook V1, conversão microdureza Vickers HV 0,3 através da norma ASTM E140 e ensaios experimentais*

Força para falha [kN]				
Fonte	Tipo de aço	ASTM A36	Tensão	Seção
	Origem		referência [MPa]	
Simulação computacional	ASM Handbook V1	37,5	400	380
	ASTM E140	38	490	
	Ensaio mecânico	33,5	284	
Fonte	Tipo de aço	Microligado	Tensão	Seção
	Origem		referência [MPa]	
Simulação computacional	Fabricante	51	490	457,2
	ASM Handbook V1	75	590	
	Ensaio mecânico	75	490	