



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

RAFAEL FERREIRA DOS SANTOS

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS
DO AÇO AHSS DP TRATADAS TERMICAMENTE

Recife
2024

RAFAEL FERREIRA DOS SANTOS

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS
DO AÇO AHSS DP TRATADAS TERMICAMENTE

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Materiais e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira

Recife
2024

.Catalogação de Publicação na Fonte. UFPE - Biblioteca Central

Santos, Rafael Ferreira Dos.

Microestrutura e propriedades mecânicas de juntas soldadas do aço AHSS DP tratadas termicamente / Rafael Ferreira Dos Santos. - Recife, 2024.

88 f.: il.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2024.

Orientação: Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira.

Inclui referências bibliográficas.

1. Aços AHSS Dual Phase; 2. Propriedades mecânicas; 3. Tratamento térmico; 4. Juntas soldadas. I. Ferreira, Ricardo Artur Sanguinetti. II. Título.

RAFAEL FERREIRA DOS SANTOS

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS
DO AÇO AHSS DP TRATADAS TERMICAMENTE

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica. Julgada pela comissão avaliadora composta pelos membros abaixo listados.

Avaliada em ___ / ___ / _____

Local de Defesa: Remoto

BANCA AVALIADORA

Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira
Universidade Federal De Pernambuco (Orientador)

Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho
Universidade Federal De Pernambuco (Avaliador Interno)

Prof. Dr. Theóphilo Moura Maciel
Universidade Federal de Campina Grande(Avaliador externo)

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, por me dar força, determinação e sabedoria para contornar os momentos difíceis da minha vida e por estar comigo sempre.

À minha mãe Marlene Ferreira dos Santos e minha tia Joseneide Ferreira dos Santos, que me apoiaram de diversas formas para que eu pudesse alcançar meus objetivos e estiveram comigo em todas as etapas.

Ao meu orientador, professor Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira, por todo empenho e auxílio prestado durante a realização desse trabalho.

Ao professor Edval Gonçalves Rodrigues, por toda ajuda e disponibilidade em ajudar no processo de melhoria desse trabalho.

A todos os meus amigos que de alguma forma colaboraram com a minha jornada na pós-graduação em Engenharia Mecânica.

À UFPE e seus funcionários por ter disponibilizado toda a estrutura para que o trabalho fosse realizado.

Aos técnicos de laboratório Rubens e Janaína por todo o auxílio e parceria durante toda essa jornada.

RESUMO

As transformações microestruturais do aço AHSS (Advanced High Strength Steels) tipo DP (Dual phase) 800 foram estudadas com o objetivo de investigar a influência dos tratamentos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas de chapas soldadas. Inicialmente, foram identificados domínios de transformação de fase por dilatometria e a partir da identificação desses domínios, foram produzidas diversas sequências térmicas. Utilizando essa identificação, foram conduzidos tratamentos térmicos a partir da solubilização parcial ($\alpha + \gamma$) a 840°C e total (γ) a, 860°C e 880°C, com os corpos de prova mantidos em mufla por 1 hora para promover a austenitização sendo em seguida resfriados. Posteriormente, o material foi submetido à soldagem pelo processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), que foi realizada manualmente. Após a soldagem, as amostras foram preparadas para caracterização microestrutural por MEV (microscopia eletrônica de varredura). As fases presentes nas microestruturas resultantes dos diferentes tratamentos térmicos para as condições com e sem soldagem foram identificadas com base em suas morfologias. As propriedades mecânicas foram avaliadas por meio de ensaios de tração e ensaios de microdureza. Os ensaios de tração mostraram que todos os tratamentos térmicos aumentaram a resistência à tração final do material e das juntas soldadas, com destaque para o tratamento a 860°C. Os testes de microdureza indicaram que a amostra tratada a 840°C apresentou os maiores valores médios. A análise de fratura após o teste de tração foi realizada usando fractografia, permitindo a demonstração do comportamento da fratura, seja dúctil, frágil ou uma mistura de ambos.

Palavras-chave: Aços AHSS Dual Phase, propriedades mecânicas, tratamento térmico, juntas soldadas.

ABSTRACT

The microstructural transformations of AHSS (Advanced High Strength Steels) type DP (Dual Phase) 800 were studied with the aim of investigating the influence of heat treatments on microstructure and mechanical properties. Initially, phase transformation domains were identified using dilatometry. Based on these identified domains, various thermal sequences were produced. Using this identification, heat treatments were conducted starting with partial solubilization ($\alpha + \gamma$) at 840°C and total solubilization (γ) at 860°C and 880°C, with the specimens maintained in a furnace for 1 hour to promote austenitization followed by cooling. Subsequently, the material underwent welding using the GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) process, performed manually. After welding, the samples were prepared for microstructural characterization via scanning electron microscopy (SEM). The phases present in the microstructures resulting from the different heat treatments were identified based on their morphologies. Mechanical properties were assessed through uniaxial tensile tests and microhardness tests. The tensile tests showed that all heat treatments increased the final tensile strength of the material, with the 860°C treatment showing the greatest improvement. Microhardness tests indicated that the sample treated at 840°C had the highest average values. Fracture analysis after the tensile test was performed using fractography, which allowed for the demonstration of fracture behavior, whether ductile, brittle, or a mixture of both.

Keywords: Dual Phase AHSS Steels, Mechanical Properties, Heat Treatment, Welded joints.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Variação das propriedades mecânicas dos aços resfriados lentamente, com o teor de carbono	18
Figura 2- Média de emissão de kg de CO ₂ emitida na produção primária de cada kg dos materiais apresentados	19
Figura 3- Composição da carroceria do veículo Audi A8 da versão 2018	20
Figura 4- Composição da carroceria do automóvel do Audi A8 versão 2018	20
Figura 5- Comparação entre as curvas tensão versus deformação, para os aços ao C, microligado e bifásico.....	23
Figura 6- Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica	24
Figura 7- Resistência à tração de aços de várias classes.....	25
Figura 8- Ilustração soldagem GMAW	29
Figura 9- Inversora de Solda Tig 200P Pulsada Monofásica da marca Hsoldas.....	33
Figura 10-Dilatômetro Netzsch DIL 402 PC	34
Figura 11- Corpo de prova para ensaios de tração segundo a norma ASTM E8/E8M.	34
Figura 12-Forno Mufla utilizado	35
Figura 13- Sequência térmica.....	36
Figura 14- Microestrutura do material como recebido 1000x de aumento, região central	39
Figura 15- Microestrutura do material como recebido 8000 x de aumento, região central	41
Figura 16- Curva de dilatometria Aço Dual Phase DP-800	42
Figura 17- Aspecto das chapas pós-tratamento térmico.....	44
Figura 18- Chapas sobrepostas soldadas	45
Figura 19- Junta soldada sem sobreposição	45
Figura 20- Testes realizados buscando a corrente de soldagem ideal	46
Figura 21- Cordões de solda a 26, 25 e 27 amperes, respectivamente.....	46
Figura 22- Ensaio de líquidos penetrantes aplicado as correntes selecionadas	47
Figura 23- Chapa sem tratamento e soldada.....	48
Figura 24- Gráfico de alongamento e deformação para chapas sem solda.	49
Figura 25- Gráfico de tensão de escoamento e de limite de resistência a tração para chapas sem solda.....	49
Figura 26- Gráfico de alongamento e deformação para chapas soldadas	52
Figura 27- Gráfico de tensão de escoamento e de limite de resistência a tração para chapas soldadas.	52
Figura 28- Microscopia de chapa sem tratamento térmico soldada.....	54
Figura 29- Microscopia de chapa com tratamento térmico a 840°C	55
Figura 30- Microscopia de chapa com tratamento térmico a 860°C	56
Figura 31- Microscopia de chapa com tratamento térmico a 880°C	57
Figura 32- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 sem tratamento térmico, na região da ZTA, com magnificação de 5000x.....	58

Figura 33- Microestrutura por MEV do aço DP800 sem tratamento térmico, na região de transição entre ZTA e ZF com magnificação de 1000x	59
Figura 34- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 sem tratamento térmico, na região da ZF com magnificação de 5000x.....	59
Figura 35- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 840°C na região do metal de base com magnificação de 5000x	60
Figura 36- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 840°C na região de transição entre metal de base e ZTA com magnificação de 1000x	61
Figura 37- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 840°C na região da ZTA com magnificação de 5000x.....	62
Figura 38- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 840°C na região da ZF com magnificação de 5000x.....	63
Figura 39- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 860°C na região do metal de base com magnificação de 5000x	64
Figura 40- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 860°C na região da ZTA com magnificação de 5000x.....	65
Figura 41- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 860°C na região da ZF com magnificação de 5000x.....	66
Figura 42- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C na região do metal de base com magnificação de 5000x	67
Figura 43- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C na região do metal de base com magnificação de 10000 x	68
Figura 44- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C na região da ZTA com magnificação de 5000x	69
Figura 45- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C na região da ZTA com magnificação de 10000x.....	69
Figura 46- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C na região da ZF com magnificação de 5000x.....	70
Figura 47- Ilustração de distribuição dos pontos de penetração do ensaio de microdureza.	71
Figura 48- Superfície da fratura do aço DP800 sob tração, sem tratamento com magnificação de 8000x.	75
Figura 49 -Região de fratura com magnificação de 125x para chapa tratada a 840°C	76
Figura 50- Superfície da fratura dúctil do aço DP800 sob tração, tratada a 840°C, com magnificação de 4000x, fratura dúctil	76
Figura 51- Superfície da fratura alveolar (bordas) e cisalhante (centro) do aço DP800 sob tração, tratado a 840°C, com magnificação de 4000x.....	77
Figura 52- Região de fratura com magnificação de 125x para chapa tratada a 860°C	78
Figura 53- Superfície da fratura do aço DP800 sob tração, tratada a 860°C, com magnificação de 8000x	78
Figura 54- Superfície da fratura do aço DP800 sob tração, tratada a 860°C, com magnificação de 1000x.....	79
Figura 55- Superfície da fratura do aço DP800 sob tração, tratada a 880°C, com magnificação de 8000x.....	80

Figura 56- Superfície da fratura do aço DP800 sob tração, tratada a 880°C, com magnificação de 1000x, fratura frágil 80

Lista de Tabelas

Tabela 1- Composição química do aço dual phase-DP800	31
Tabela 2-Velocidade de soldagem utilizada na soldagem.....	47
Tabela 3- Tabela tensão x deformação das chapas como recebido e tratadas.....	49
Tabela 4- Valores de dureza Vickers nos 4 cenários estudados.....	72
Tabela 5-Tratamento estatístico dos dados de microdureza	72

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS - Advanced High Strength Steels
AAAR- Aços avançados de alta resistência.
BH - Bake Hardening.
CMn - Carbono manganês.
CP- Complex phase.
CSN - Companhia Siderúrgica Nacional.
CO₂- Dióxido de carbono.
DP - Dual phase.
GMAW - Gas Metal Arc Welding
GTAW- Gas Tungsten Arc Welding
HSLA - High Strength Low Alloy.
HSS - High Strength Stell.
LR – Limite de resistência
MA- Martensita austenita
MAG - Metal Active Gas
MB- Metal Base
MEV - Microscopia eletrônica de varredura.
MIG - Metal Inert Gas
MO - Microscopia ótica
Nb - Nióbio.
NBR -Norma brasileira
TIG- Tungsten Inert Gas
TRIP - Transformation induced plasticity
TWIP - Twinning Induced Plasticity
UHSS - Aços avançados de ultra alta resistência
ULSAB -Ultralight steel autobody.
ZTA- Zona Termicamente Afetada
ZF- Zona Fundida

SUMÁRIO

Sumário

1. INTRODUÇÃO	14
2. OBJETIVOS.....	16
2.1. Objetivo geral	16
2.2. Objetivos específicos	16
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
3.1. Aços carbono.....	17
3.2. Aços avançados de alta resistência- AHSS	18
3.3. Aço dual phase (DP)	22
3.4. Tratamentos térmicos	26
3.5. Soldagem GTAW	27
3.6. Fractografia.....	29
4. METODOLOGIA	31
4.1. Materiais.....	31
4.2. Métodos.....	31
4.2.1. Caracterização macro e microestrutural do aço AHSS DP 800 como recebido	32
4.2.2. Ensaio de dilatométrica do aço DP800	33
4.2.4. Confecção de corpos de prova para ensaio de tração.....	34
4.2.5. Tratamento térmico	34
4.2.6. Ensaio mecânicos.....	36
4.2.7. Ensaio de microdureza	37
4.2.8. Ensaio de fractografia	37
5. RESULTADOS	39
5.1. Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 como recebido	39
5.2. Identificação dos diferentes domínios de transformação de fase utilizando a dilatométrica	42
5.3. Tratamentos térmicos	43
5.4. Soldagem das chapas.....	44
5.5. Ensaio de tração	48
5.6. Caracterização macro e microestrutural do aço dual phase DP800 soldado	54

5.7. Microdureza	71
5.8. Análise microscópica da fratura	73
CONCLUSÕES	81
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	83

1. INTRODUÇÃO

A utilização de diferentes tipos de materiais marca a história do homem desde a pré-história, onde as épocas foram marcadas pelo domínio de diversos tipos de materiais. Há cerca de 2500 anos a.C., o homem começou a confeccionar utensílios de ferro, ainda sem controle do processo.

A produção do aço veio a ser consolidada somente em 1856 pelo engenheiro metalúrgico inglês Henry Bessemer com a criação do processo que ganhou o seu nome. Antes disso, o aço era produzido pelo aquecimento de barras de ferro junto com carvão por períodos de até uma semana. Depois as barras eram ainda quebradas e fundidas em cadinhos que continham cerca de 20 kg cada.

Com a melhora do procedimento de produção, o aço teve então sua utilização evidenciada nos processos industriais compondo bens das mais variadas utilizações, inclusive em carros.

Atualmente há uma grande expectativa por novas tecnologias que entreguem mais potência, estética, segurança e conforto aos veículos. Tendo isso sido uma realidade desde a década de 70, quando a crise energética que assolava o planeta desencadeou então a necessidade de produzir veículos mais leves e que por consequência, consumissem menos combustível.

Os aços bifásicos são um dos aços mais estudados na indústria automotiva, especialmente depois da década de 1990 (Silva 2012), quando foi decidido reduzir o peso dos carros para reduzir a emissão de poluentes (Gorni 2008)

O grande avanço da indústria automobilística, passou pelo desenvolvimento de aços de diversos tipos que permitiram a redução de peso sem comprometer a integridade estrutural, e até melhorando a resistência e a qualidade dos veículos. (Loiola e Thesing 2018).

A relação entre o desenvolvimento de veículos e dos materiais torna-se então tão próxima que os maiores produtores de aço se unem no projeto ULSAB (Ultralight steel autobody), para produzir carrocerias com aços mais resistentes, auxiliando a indústria automobilística na produção de veículos mais resistentes e leves. A indústria brasileira participou do projeto através de empresas como a CSN (Companhia Siderúrgica Nacional) e a USIMINAS. Segundo reportagem do jornal Folha de São Paulo do dia 7 de junho de 1998, tal projeto prometia uma redução de até 25% do peso de um carro.

O objetivo de produzir aço de elevada resistência mecânica e alta conformabilidade foi alcançado com a produção dos aços AHSS (Advanced High Strength Steels) que na década seguinte fez parte da construção de veículos utilitários de baixo consumo de combustível como por exemplo, o Chevrolet Sprint ER produzido de 1985 a 1991 e que, segundo (O'grady, 2014) chegava a fazer cerca de 16,5 km/l em trajeto urbano e 20 km/l em estrada.

Há ainda outros veículos desta época que chamavam a atenção pela economia como por exemplo o Honda Civic CRX HK 1986 ou o GEO Metro 1990 que surgiu de uma parceria entre a Chevrolet e a Suzuki que desempenhava 18,2 km/l na cidade e 22,1 km/l na estrada segundo (O'grady, 2014).

Os aços AHSS surgem com o propósito de possibilitar que os veículos consigam aliar economia ao bom desempenho, sem perder a resistência e qualidade que os veículos devem ter. Para tal, além do desenvolvimento de novos materiais é essencial o estudo das uniões destes materiais para sua utilização na indústria automotiva.

Neste trabalho serão estudados tratamentos térmicos sobre esses materiais, com o intuito de juntar-se a outras bibliografias, e elevar ainda mais a gama de aplicações que os aços AHSS têm na indústria automobilística. Serão estudados também as algumas condições de soldagem para o material com e sem tratamento térmico.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo geral

Estudar a influência dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas de aços AHSS de primeira geração do tipo DP 800(Dual Phase).

2.2. Objetivos específicos

- Caracterizar a microestrutura do material como recebido;
- Realizar ensaios dilatométricos para determinação das temperaturas dos domínios de transformação de fase ($\alpha+\gamma$, γ , M_s-M_F e B_s-B_F) durante aquecimento e resfriamento dos aços AHSS DP800;
- Baseado nas temperaturas de transformação, elaborar sequências térmicas capazes de modificar a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço;
- Caracterizar a microestrutura das juntas soldadas utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV);
- Avaliar os efeitos dos tratamentos térmicos sobre a microestrutura do metal base e das juntas soldadas;
- Relacionar os efeitos da microestrutura sobre as propriedades do metal de base e das juntas soldadas;
- Analisar as superfícies de fratura das juntas soldadas obtidas sob as diferentes condições de soldagem e de tratamento térmico;

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços carbono

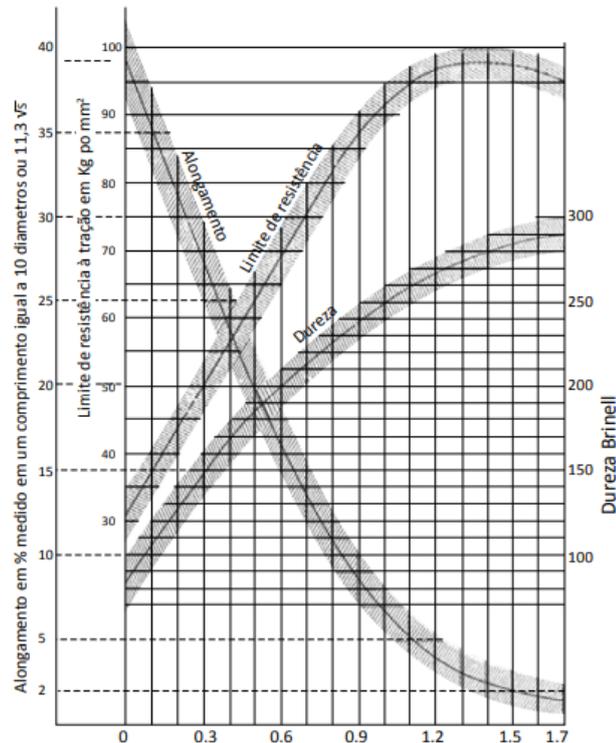
Segundo (Chiaverini 2005), o aço carbono é a liga de ferro contendo de 0,008% a 2,11% de carbono, além de certos elementos residuais resultantes do processo de fabricação.

(Chiaverini, 2005) cita o enxofre e o fósforo como elementos deletérios e que prejudicam a qualidade do aço. O silício e manganês que são utilizados para reduzir os teores de fósforo e enxofre, participam da composição final do aço, melhorando suas propriedades (NBR NM 87).

Ainda segundo a mesma norma, os aços carbono podem ser designados de baixo e médio manganês (10xx), resulfurados de corte livre (11xx), refosforados de corte livre (12xx), com adição de Nióbio (14xx), e de alto manganês (15xx).

O teor de carbono é de extrema importância para a definição das propriedades dos aços carbono. (Chiaverini, 2005) classifica os aços carbono em aços doces (com carbono entre 0,15 e 0,25%), aços meio duros (com carbono entre 0,25 e 0,50%) e aços duros (com carbono entre 0,50 e 1,40%). A variação das propriedades conforme a variação de carbono pode ser observada na figura 1.

Figura 1- Variação das propriedades mecânicas dos aços resfriados lentamente, com o teor de carbono



Fonte: Hubertus Colpaert (2008)

Conforme a figura 1, o limite de resistência e a dureza são em partes, diretamente proporcionais ao teor de carbono e o alongamento é inversamente proporcional.

3.2. Aços avançados de alta resistência- AHSS

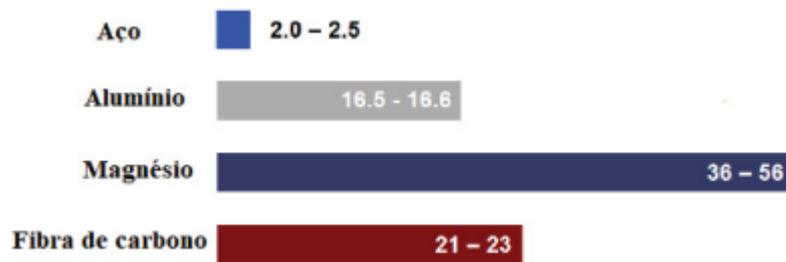
As pressões do mercado e dos órgãos governamentais por veículos com maior eficiência energética têm levado a indústria automobilística a construir veículos mais leves, mais resistentes e que emitam menos dióxido de carbono (CO₂).

Um dos caminhos para tal objetivo é a substituição dos materiais convencionais por aços de alta resistência e baixa liga que tragam redução de peso do veículo, visto que tais materiais têm maior conformabilidade e resistência, aliados a menor densidade, o que é perfeito para a aplicação na indústria automobilística.

Tendo em vista a temática ambiental, (Keeler *et al.*, 2017 *apud* Bornancin, 2022) mostram que os aços, quando comparados aos demais materiais utilizados para redução de peso dos veículos, é o material com menor emissão de CO₂ por kg na

produção primária. Pode-se ter uma ideia melhor desta comparação a partir da figura 2.

Figura 2- Média de emissão de kg de CO₂ emitida na produção primária de cada kg dos materiais apresentados

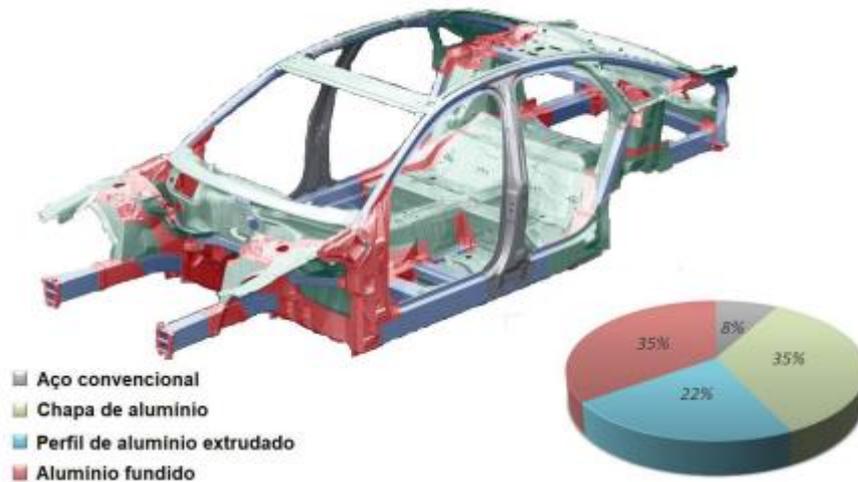


Fonte: Bornancin (2022)

A crescente quantidade de aço nos veículos é uma realidade que não pode ser negada. Segundo (Bornancin, 2022) tomando como exemplo o modelo Audi A8 2018, quando comparado com a versão 2009, nota-se que ocorreu um aumento significativo de mais de 30% na quantidade de aço no peso total da carroceria e uma redução de 34% de ligas de alumínio, com uma pequena adição de outros materiais. Podemos visualizar tais diferenças nas figuras 3 e 4.

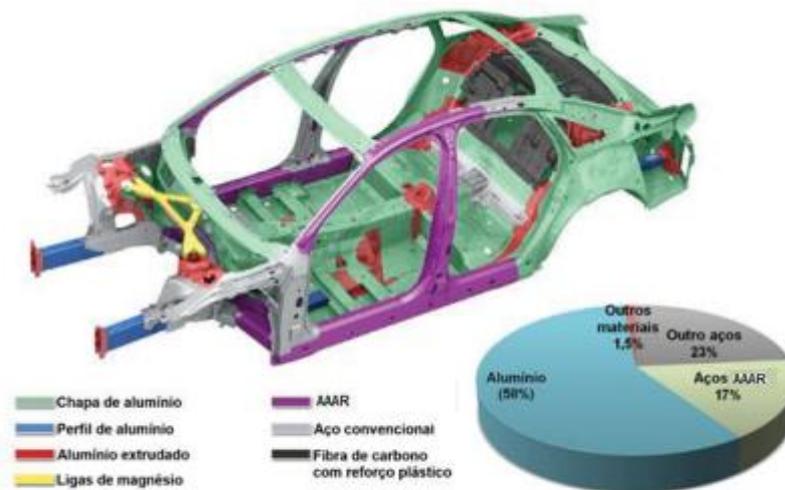
Na figura 3 temos o modelo Audi A8 versão 2009 onde entre chapas, perfis e material fundido, temos um total de 92% da constituição total do veículo, somente de alumínio. Na figura 4, vê-se que o modelo de versão 2018 conta com apenas 58% de alumínio, enquanto o total de aço passa de 8% no modelo 2009 para 40% no modelo 2018, sendo 17% desse total de aços AHSS (citados na figura como AAAR- Aços Avançados de Alta Resistência).

Figura 3- Composição da carroceria do veículo Audi A8 da versão 2018



Fonte: Bornancin (2022)

Figura 4- Composição da carroceria do automóvel do Audi A8 versão 2018



Fonte: Adaptado Bornancin (2022)

(Li *et al.*, 2011 *apud* Mazaheri *et al.*, 2014) relatam estudos que mostram a redução de peso de um automóvel em até 25% com a utilização de cerca de 85% de aços avançados de alta resistência na estrutura, sem aumentar os custos de produção, em comparação com um modelo de referência.

Nota-se então a importância que o aço tem na produção de veículos.

Os aços de utilização automobilística podem ser classificados basicamente de duas formas diferentes:

- Pela resistência mecânica
- Por denominação metalúrgica

Apesar de ter crescido exponencialmente principalmente na indústria automobilística e ter ótimas propriedades, destacando-se a conformabilidade e alta resistência, os aços AHSS ainda representam problemas para os fabricantes tanto no tocante à produção quanto na conformação, (Altan e Tekkay, 2012) destacam os seguintes desafios:

- Determinação dos limites de conformação;
- Alta carga na prensa;
- Redução da recuperação elástica;
- Imprecisão nas propriedades mecânicas (modulo de elasticidade, limite de resistência a tração e tensão limite de escoamento) no ato do recebimento pela empresa que irá conformar o material, se comparado aos valores teóricos.

Quanto a denominação metalúrgica esses aços podem estar classificados em: aços convencionais de alta resistência (High Strength Steel-HSS): Nesse grupo está incluído o aço carbono manganês (CMn) com precipitados normalmente de Nb e/ou Ti; aços refosforados endurecidos por solução sólida; aços Bake Hardening (BH), e aços de alta resistência e baixa liga (HSLA- High Strength Low Alloy).

Aços de baixa resistência, resumidamente aços carbono e aços com interstícios livres (IF) caracterizam-se por apresentar alta plasticidade, baixa resistência mecânica e excelentes conformação e estampabilidade.

Aços avançados de alta resistência (AHSS – Advanced High Strength Steels). São os aços bifásicos (DP- Dual phase), os aços multifásicos com fases complexas (CP- complex phase) e os aços TRIP (Transformação induzida por transformação).

Outra classificação possível é quanto a resistência mecânica onde segundo (Echeverri, 2017) tem-se:

- Aços de baixa resistência: LR < 270 Mpa;
- Aços convencionais de alta resistência (HSS): LR entre 270 e 700 MPa, dentre os quais se encontram os HSLA, aços de alta resistência baixa liga (ou microligados);

- Aços avançados de alta resistência (AHSS): LR entre 550 e 700 MPa;
- Aços avançados de ultra alta resistência (UHSS): LR > 700 MPa;

Apesar de algumas semelhanças, os aços HSS e AHSS diferenciam-se pela microestrutura, onde o HSS tem suas características determinadas pela microestrutura ferrítica enquanto, no AHSS, as características serão definidas por uma estrutura multifásica com ferrita, martensita, bainita e/ou austenita retida, podendo ter ainda carbonetos e nitretos precipitados.

Na categoria dos aços AHSS contém como principais tipos:

- Dupla fase (DP);
- Ferrítico-bainítico (FB), incluindo o aço (SF) estiramento-flangeável;
- Fases complexas (CP);
- Martensíticos (MS);
- Plasticidade induzida pela transformação (TRIP);
- Conformado a quente (HF);
- Transformação induzida por maclação (TWIP);

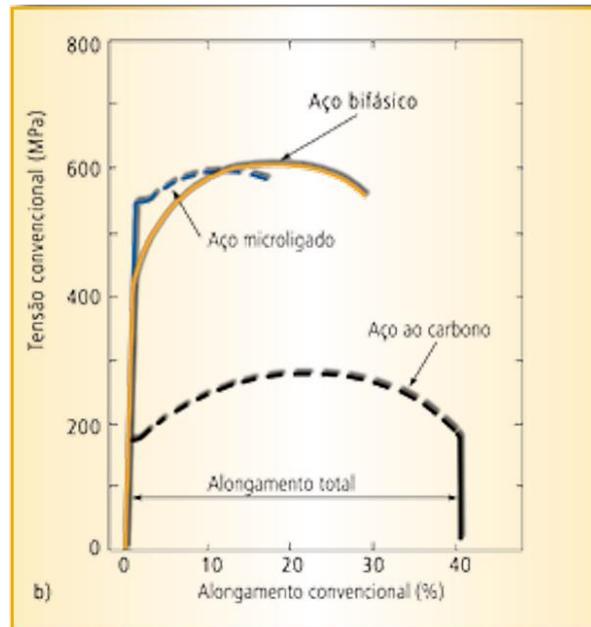
3.3. Aço dual phase (DP)

Aços dual phase (DP) surgem como alternativa aos aços HSLA por possuírem elevada resistência mecânica e boa estampabilidade. Segundo (Gorni, 2008), os aços DP possuem microestrutura com 80 a 85% de ferrita poligonal macia somada com 15 a 20% de martensita dura.

A microestrutura do aço Dual Phase é formada através de um controle de temperatura extremamente rigoroso durante o processamento. Tanto na produção por laminação de tiras a quente quanto no recozimento contínuo, a matriz ferrítica é a primeira a se formar, enriquecendo a austenita remanescente com carbono e outros elementos de liga. A austenita adquire então uma temperabilidade suficiente para se transformar em martensita sob temperaturas consideravelmente mais baixas. Dependendo da composição química e do processo utilizado, a microestrutura pode conter uma quantidade significativa de bainita. A microestrutura bifásica, com sua disposição específica de ilhas de martensita dura dispersas em uma matriz ferrítica macia, exibe uma série de características mecânicas que garantem boa conformabilidade, e elevado limite de escoamento (Lajarin, 2012)

Para termos ideia do avanço das propriedades mecânicas desses aços, na Figura 5 apresenta os diagramas tensão x deformação destes aços e o de um aço carbono e de um aço microligado.

Figura 5- Comparação entre as curvas tensão versus deformação, para os aços ao C, microligado e bifásico



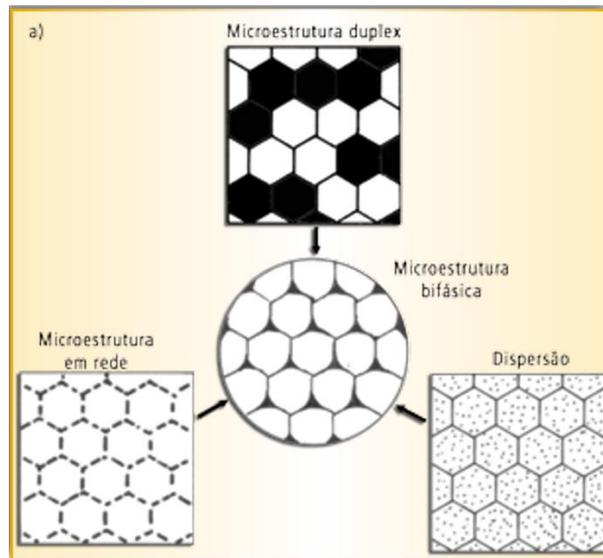
Fonte: Gorni (2008)

Nota-se na figura 5 o quão mais resistente o aço bifásico é em relação ao aço carbono, tendo um aumento de quase 3 vezes no limite de resistência se comparado ao aço carbono. Destaca-se também que apesar do grande aumento no tocante a resistência à tração, o aço bifásico, perde pouco do alongamento em relação ao aço carbono.

Já os aços microligados apresentam limite de resistência próximo ao dos aços bifásicos porém com menor alongamento, permitindo assim uma dissipação menor de energia.

(Hornbogen, *apud*, Gorni 2008) definiu a microestrutura bifásica como uma fusão das três morfologias básicas das microestruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede. Isso justifica que a microestrutura bifásica reúna características topológicas peculiares de cada tipo de morfologia, conforme mostra a figura 6.

Figura 6- Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica



Fonte: Gorni (2008)

Na microestrutura bifásica, a quantidade de grãos por volume das duas fases é igual, o que faz com que a razão entre os volumes dos grãos seja também igual. A conformabilidade e ductilidade desse material é garantida na fase em dispersão onde tem-se a segunda fase dura totalmente isolada pela fase matriz macia. Finalmente, de forma semelhante à ocorrida na microestrutura em rede, na bifásica temos a segunda fase localizada nos contornos de grão da fase matriz.

Foi possível notar que com o passar dos tempos a indústria desenvolveu diferentes tipos de aços AHSS com o objetivo de atender a diversas solicitações de desempenho. Nesse contexto esses materiais foram divididos em três gerações de aços AHSS que serão comentadas a seguir:

Primeira geração: Corresponde a aços com maior capacidade de deformação plástica que os aços de alta resistência e baixa liga, igualando, os níveis de resistência mecânica (Billur e Altan, 2013). Fazem parte dessa geração os aços DP, TRIP e CP martensíticos.

Segunda geração: Surgiu com a proposta de uma base microestrutural de matriz austenítica, tal geração tem uso no setor automotivo limitado, pois o elevado custo dos elementos de liga como Ni e Mn, por exemplo, aumenta significativamente o custo final. O excesso de manganês, além de elevar o custo, compromete a conformabilidade, impossibilitando o dobramento a noventa graus, devido uma

sensibilidade à fratura retardada ou atrasada (delayed cracking-fracture). Nessa geração estão os aços TWIP e aços de baixo carbono ao boro.

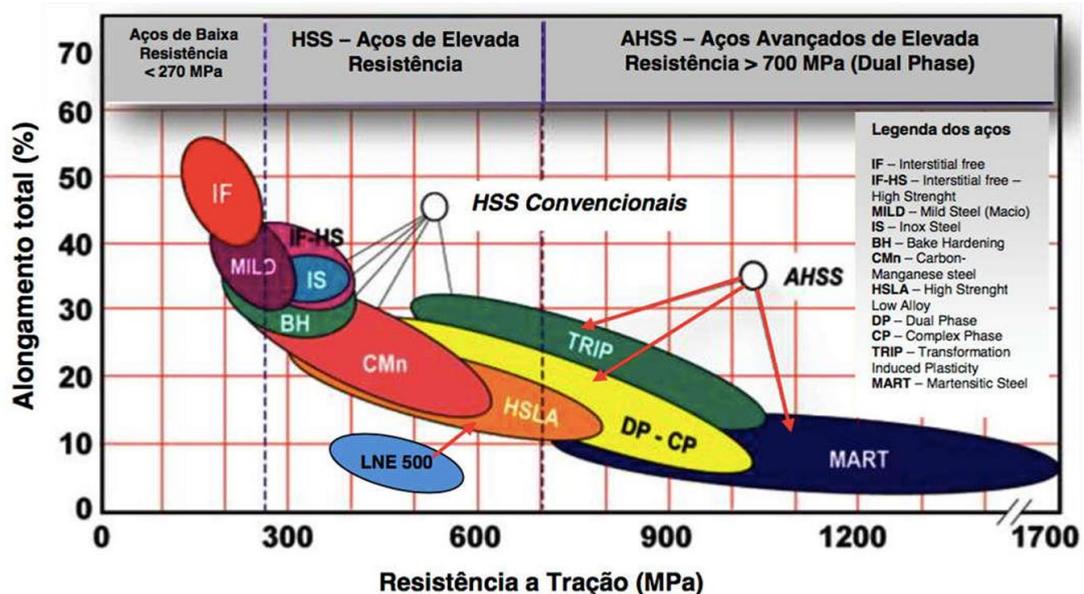
Buscando sanar as lacunas deixadas pelas duas primeiras gerações, surgiu a terceira geração que propõe uma junção entre propriedades dos aços de primeira e segunda geração, gerando então uma família de aços de microestrutura multifásica complexa.

As principais alterações dizem respeito ao aprimoramento das propriedades dos aços Dual Phase, alterações no processamento convencional dos aços TRIP, emprego de novas rotas de fabricação, como têmpera e partição (Q & P - Quenching and Partioning) e desenvolvimento de aços TRIP com médio teor de Mn (Nanda, *et al.*, 2016).

Pesquisas ainda estão sendo desenvolvidas quanto aos aços da terceira geração, porém, é importante destacar que um aço da primeira fase continua despertando o interesse dos pesquisadores e do mercado em geral, que é o aço Dual Phase. Apesar de ter sido um dos primeiros aços AHSS a ser desenvolvido estes aços continuam a chamar a atenção devido à relativa facilidade do tratamento térmico, aliado a uma microestrutura sem grandes dificuldades de se obter boas propriedades mecânicas.

A figura 7 apresenta uma comparação do alongamento x resistência mecânica para os diversos tipos de aços vistos até aqui.

Figura 7- Resistência à tração de aços de várias classes



Fonte: Filgueiras (2019)

Na figura 7 é possível perceber o aumento de resistência mecânica obtido com os aços AHSS e como eles se portam quando comparados entre si nas diversas gerações citadas anteriormente.

Devido esse diferencial quanto a resistência mecânica, são diversos os trabalhos que estudam como melhorar ainda mais as características mecânicas do aço AHSS. Seguindo nessa linha temos trabalhos como o de (Pinto, 2017) onde dois aços dual phase, inicialmente pertencentes às classes de resistência mecânica de 1000 MPa e 800 MPa, foram submetidos tratamento térmico de normalização, seguido por aquecimento em banho de sal, nas temperaturas intercríticas de 730°C, 770°C e 810°C, resfriado posteriormente em água. Neste trabalho, observou-se, de forma qualitativa geral, que o aumento da temperatura Inter crítica resultou em um aumento na fração de martensita em ambos os aços, bem como na diminuição do volume e do tamanho dos grãos de ferrita. Além disso, verificou-se uma diminuição nos valores médios de dureza na porção martensítica e um aumento na fase ferrítica.

A existência da martensita é uma constante em diversos trabalhos, e até mesmo tida como uma característica dos aços dual phase para alguns autores, porém o trabalho de (Silva, 2019) mostra que não é uma regra, a autora cita que as únicas microestruturas identificadas no material foram austenita, bainita e ferrita, mostrando assim, uma composição diferente das destacadas anteriormente.

3.4. Tratamentos térmicos

O tratamento térmico refere-se a um conjunto de processos de aquecimento e resfriamento aplicados a materiais, especialmente aos aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, ambiente atmosférico e, posteriormente, de velocidade de resfriamento. O objetivo desse tratamento é modificar as propriedades dos materiais ou conferir-lhes características específicas para atender a requisitos particulares (CHIAVERINI, 2008).

Na indústria metalmeccânica é comum a aplicação de diversos tratamentos térmicos nos aços, visando alcançar propriedades específicas para atender a objetivos bem definidos. Esses tratamentos térmicos desempenham um papel

crucial, uma vez que são capazes de conferir novas características físicas e mecânicas aos materiais em questão (Callister *et al.* 2016).

Através dos tratamentos térmicos, é possível modificar a microestrutura dos aços, influenciando diretamente em suas propriedades. Essas modificações podem envolver a transformação de fases, o controle de processos de difusão, a recuperação de defeitos cristalinos e o ajuste de estados metaestáveis. Como resultado, é possível obter uma ampla gama de propriedades desejadas, como dureza, resistência, tenacidade, ductilidade, entre outras (Pinedo, 2021).

Os tratamentos térmicos permitem otimizar a estrutura do material, atingindo um equilíbrio adequado entre suas propriedades mecânicas e sua aplicação final. Além disso, permitem aprimorar a resistência à fadiga, e ao desgaste dos aços, contribuindo para o aumento da vida útil e confiabilidade dos componentes metálicos produzidos na indústria metalmeccânica (Magalhães, 2019).

É importante ressaltar que a seleção e aplicação correta dos tratamentos térmicos demandam um conhecimento aprofundado das características do material em questão, bem como dos efeitos esperados em termos de estrutura e propriedades. Portanto, os tratamentos térmicos representam uma valiosa ferramenta na otimização das propriedades dos aços utilizados na indústria metalmeccânica, permitindo o desenvolvimento de produtos com desempenho adequado e alto padrão de qualidade.

Conforme definido por (Callister *et al.* 2016), o tratamento térmico de têmpera envolve o aquecimento do aço a uma temperatura acima da linha crítica, resultando na completa transformação da ferrita em austenita. Em seguida, o aço é rapidamente resfriado para obter uma microestrutura martensítica, que confere ao material uma alta dureza. No entanto, devido a esse resfriamento rápido, o aço fica sujeito a altas tensões residuais, resultando em uma fragilidade acentuada.

Para mitigar esses efeitos indesejados, é comum realizar o tratamento térmico de revenimento após a têmpera. Nesse processo, o aço é aquecido a uma temperatura abaixo da linha crítica, permitindo que ocorra uma redução gradual das tensões residuais. Isso resulta em uma diminuição da fragilidade e uma melhoria na tenacidade do material (Colpaert, 2008).

3.5. Soldagem pelo processo GTAW

A definição da American Welding Society (AWS) de 2001 estabelece a soldagem como um “processo de união de materiais com o intuito de alcançar a coalescência, seja entre metais ou entre metais e não-metais. Esse processo envolve o aquecimento dos materiais, com ou sem a aplicação de pressão, e a possível incorporação de material de adição. Essa coalescência resulta na formação de uma conexão sólida e permanente entre os materiais envolvidos”.

Uma junta soldada por fusão é composta por três elementos principais: o MB (Material de Base), a ZF (Zona Fundida) e a ZTA (Zona Termicamente Afetada). O MB é o material original que está sendo unido. A ZF é a zona na qual ocorre a união entre os metais de base, sendo a responsável por efetuar a união das duas peças do MB em processos que envolvem o uso de eletrodos consumíveis. A ZTA é a região adjacente ao MB que é afetada termicamente pelo calor gerado durante o processo de soldagem, mas permanece no estado sólido.

Há a possibilidade de não haver metal de adição, sendo assim, uma soldagem autógena.

O processo GMAW (Gás Metal Arc Welding) é mais adequado para juntas de solda mais espessas, oferecendo uma produtividade maior. A transferência de metal no processo GMAW pode ocorrer em modo spray (com misturas de gases Ar-2%O₂ ou 5%O₂) ou por curto-circuito (com misturas de gases Ar- CO₂ e Ar-He- CO₂). Além disso, tem se tornado mais comum o uso de arames tubulares para a soldagem desses aços nos últimos anos. (Costa 2018)

O processo de soldagem GTAW (Gás Tungsten Arc Welding) é empregado na união de chapas de aços DP com espessuras reduzidas, bem como na fabricação de equipamentos que demandam um controle mais preciso da geometria do cordão de solda e um acabamento superior da junta soldada, conforme destacado por (Palácio 2011).

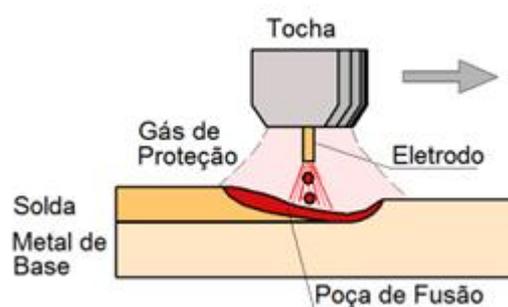
O processo GTAW, também denominado TIG (Tungsten Inert Gás), se trata de um processo de soldagem que envolve a criação de um arco voltaico entre um eletrodo não consumível feito de tungstênio e o material de base. O arco gerado durante a soldagem GTAW é altamente estável e suave, resultando em soldas de alta qualidade com um acabamento excelente, frequentemente eliminando a necessidade de limpeza após a operação.

No processo autógeno TIG é imperativo tomar precauções e implementar medidas específicas para alcançar uma solda livre de imperfeições e com a

microestrutura menos vulnerável possível. Entre essas medidas, destacam-se o alinhamento preciso da junta, a fim de minimizar o efeito de concavidade superficial que surge devido à ausência de metal de adição, bem como a utilização de misturas gasosas austenitizantes. Essas misturas visam manter o equilíbrio entre fases durante o processo de soldagem (Costa, 2018).

Durante o processo GTAW, a proteção da poça de fusão é alcançada por meio da aplicação de um gás inerte fornecido através do bocal da tocha de soldagem que atua conforme a figura 8 :

Figura 8- Ilustração soldagem GMAW



Fonte: MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; SANTOS, D. B (2013)

A soldagem em aços DP revelou uma série de problemas que trouxe bastante preocupação no tocante a aplicação destes materiais. Segundo (Scotchmer, 2012) a soldagem nestes aços tende a exibir características de endurecimento, bem como aumento de rachaduras e de fragilidade, o autor ainda cita que em vários casos foram observados redução da resistência a fadiga.

Uma outra dificuldade encontrada na soldagem destes aços é que os fabricantes não têm uma única composição química para estes materiais, dificultando ainda mais a assertividade do processo de soldagem para estes aços que apesar da pequena quantidade de carbono, tem um alto nível de adição de elementos de liga.

3.6. Fractografia

Segundo (Morais *et al.*, 2014) o termo "fractografia" deriva da junção das palavras latinas "fractus" (fratura) e "grapho" (descritivo, desenho), sendo uma

técnica empregada para a análise da topografia da superfície de fratura, com o propósito de investigar as causas e os mecanismos de fratura ocorridos.

Essa análise pode ser realizada em três níveis: macroscópico, para dimensões maiores que 1 mm (visível a olho nu); mesoscópico, abrangendo a faixa de 1 mm a 100 μm (requerendo lentes de aumento); e microscópico, destinado a dimensões menores que 100 μm , tipicamente observado por meio de microscópios de varredura. Quando aplicada a dimensões microscópicas, essa técnica é conhecida tradicionalmente como "microfractografia" (Morais *et al.*, 2014).

O propósito desse processo é realizar uma análise mais detalhada da peça e sua fratura, permitindo a identificação do tipo de fratura (incluindo a presença ou ausência de deformação ou estrição e o aspecto das superfícies de fratura, que podem ser brilhante, opaca, lisa ou granular). Além disso, esse procedimento visa determinar o modo de sollicitação ao qual a peça foi submetida, localizar a região onde a fratura teve início (geralmente por meio da convergência de linhas, presença de defeitos ou oxidação), e fornecer direcionamento para exames e técnicas de investigação adicionais, tais como microscopia eletrônica de varredura, análises metalúrgicas (incluindo análises micrográficas antes e após ataque químico para avaliar a integridade interna e a característica microestrutural), ensaios mecânicos, análises químicas, entre outros (Pokorny; Pokorny, 2002).

Cada tipo de fratura apresenta uma morfologia específica a nível microestrutural que a distingue. Portanto, para investigar e compreender os mecanismos de fratura em materiais, mesmo que a caracterização macroscópica não esteja completamente definida, é essencial recorrer à microscopia, com destaque para a microscopia eletrônica de varredura (MEV). A análise microscópica da superfície de fratura desempenha um papel crucial, não apenas na determinação do mecanismo real de falha, mas também na documentação desse processo.

A fase de análise fractográfica é de suma importância, visto que as técnicas de microfractografia não podem ser aplicadas de forma sistemática em todos os estudos de fratura (Pokorny; Pokorny, 2002).

A categorização dos diversos tipos de fraturas se baseia na avaliação da capacidade do material em sofrer deformação plástica (Callister, 2006).

(Anderson 1995), propõe uma classificação dos tipos de fratura em materiais metálicos, destacando quatro categorias principais: alveolar, clivagem, intergranular e por estrias.

4. METODOLOGIA

4.1. Materiais

Esse estudo foi conduzido utilizando chapas finas do aço comercial AHSS de primeira geração (nas espessuras variando de 1,85 mm a 1,9 mm) do tipo DP800 (Dual Phase), fornecido pela indústria automobilística da região. A composição química do material como recebido está na tabela 1.

Tabela 1- Composição química nominal do aço dual phase-DP800

	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Al%	Nb%
DP-800	0,13	0,20	1,50	0,010	0,002	0,040	0,015

Fonte: Docol, 2015

A soldagem foi conduzida de maneira autógena, ou seja, sem metal de adição, já o gás utilizado foi o argônio.

Inicialmente houve a tentativa de realizar-se a soldagem de maneira automatizada, o que não se mostrou eficaz devido à pequena espessura do material e a expansão térmica da região próxima ao cordão, que fez a chapa flexionar e tocar a ponta do eletrodo, mesmo nos casos com restrição em que tentou-se fixar as chapas a mesa. Com isso descartou-se a possibilidade de uma soldagem automatizada e foi realizada a soldagem manual, visto que, nesse caso, possíveis empenamentos gerados pela carga térmica poderiam ser compensados pelo soldador (manutenção do stick out).

As superfícies a serem soldadas foram limpas e escovadas imediatamente antes da realização da soldagem.

4.2. Métodos

Os métodos a seguir citados estão descritos na ordem de execução das atividades do estudo.

4.2.1. Caracterização macro e microestrutural do aço AHSS DP 800 como recebido

Inicialmente, foi realizada a sua caracterização microestrutural através da microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Objetivando facilitar o manuseio das amostras, foram todas embutidas em material polimérico (baquelite) utilizando uma embutidora. Tal procedimento visa a preservação da planicidade da superfície durante o lixamento e o polimento.

A seguir, prosseguiu-se a preparação das amostras por meio de lixamento num disco rotativo (lixadeira/politriz), fazendo uso de lixas com granulometria de 220, 400, 600, 1000 Mesh para a preparação da superfície com retirada de riscos e marcas mais profundas da superfície.

Após o lixamento, a preparação metalográfica foi finalizada com o polimento, onde foi utilizado tecido de poliéster, pasta abrasiva diamantada (grana1 micra) e lubrificante específico para polimento. Nesta fase os movimentos foram realizados sem direção definida, buscando sempre a obtenção de uma superfície perfeitamente polida. A qualidade do polimento foi avaliada num microscópio ótico, acoplado com câmera digital e com o software associado Zeiss Blue.

Após o polimento, foi realizado o ataque químico com solução de nital a 5% com tempo de imersão de 10 segundos.

A caracterização microestrutural foi realizada num Microscópio Eletrônica de Varredura com Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (MEV/EDS).

Todos os equipamentos aqui citados estão disponíveis no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de Materiais (INTM).

4.2.2. Processo de Soldagem

Para a soldagem das chapas utilizou-se uma Inversora de Solda TIG 200P Pulsada Monofásica mostrada na figura 10. A máquina encontra-se no LTSTM-Laboratório de Termometria e Simulação Termomecânica, no Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE.

Figura 9- Inversora de Solda Tig 200P Pulsada Monofásica da marca Hsoldas



Fonte: hsoldas.com.br

Os parâmetros reguláveis da inversora são; faixa de regulagem (A/V) de 10 A / 10,4 V a 200 A / 18 V, Fator de trabalho (A) 200 A. a 60% 155 A. a 100%, Tensão de alimentação 220 V 1 PH – (+/- 15%) 50/60 Hz.

4.2.3. Ensaio de dilatométrica do aço DP800

O ensaio de dilatométrica foi realizado utilizando-se de um dilatômetro diferencial DIL 402 PC (figura 9).

Esses ensaios permitiram determinar os domínios de transformação de fase do aço DP800 em função da temperatura. A partir dos resultados obtidos na dilatométrica as sequências térmicas foram elaboradas.

Figura 10-Dilatômetro Netzsch DIL 402 PC



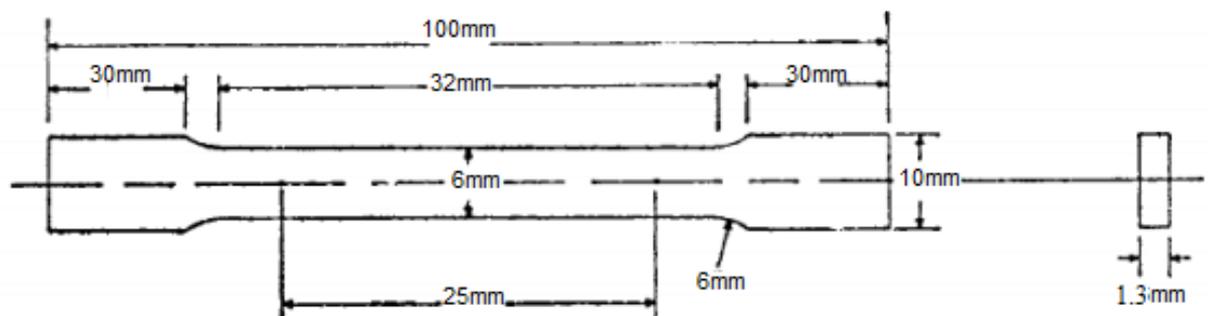
Fonte: <https://analyzing-testing.netzsch.com/pt-BR>

4.2.4. Confeção de corpos de prova para ensaio de tração.

Para cada uma das quatro condições térmicas estudadas (como recebido e tratada a 840, 860 e 880°C), foram fabricados três corpos de prova para cada uma das condições na condição com e sem solda, totalizando um conjunto de doze corpos de prova destinados ao ensaio de tração. Os corpos de prova foram inicialmente cortados em uma fresadora, seguindo as dimensões de 10 x 100 mm e uma espessura de 1,35 mm para cada chapa, conforme a norma ASTM E8/E8M.

A figura a seguir ilustra o esboço do corpo de prova de tração utilizado, fornecendo uma representação visual do seu formato e configuração. Para a configuração do corpo de prova soldado, tem-se a solda localizada na região central do corpo de prova.

Figura 11- Corpo de prova para ensaios de tração segundo a norma ASTM E8/E8M.



Fonte: ASTM, 2018.

4.2.5. Tratamento térmico

Para a realização dos tratamentos térmicos foram utilizados um forno do tipo mufla monitorados por termopares tipo K mostrado na figura 12 a seguir.

Figura 12-Forno Mufla utilizado



Fonte: <https://www.quimis.com.br/>

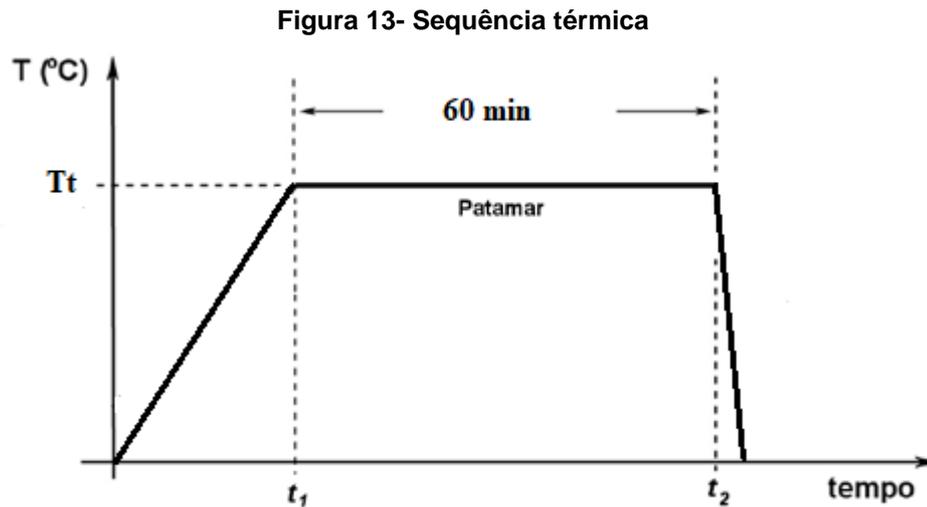
As temperaturas utilizadas nos tratamentos térmicos estão mostradas na figura 13. Com base nos ensaios dilatométricos, notou-se que:

Transformação do 1º domínio ocorre de 430 a 470° C, identificado pela reversão da martensita (M) em ferrita (a): ($\alpha + M \rightarrow \alpha$);

Transformação do 2º domínio ocorre de 750 a 850° C, identificado como a transformação de ferrita (a) em austenita (g) com solubilização parcial ($a \rightarrow a + g$) ou total ($a \rightarrow g$)

Transformação 3º domínio ocorre de 745 a 675° C, identificado com a transformação de austenita em ferrita ($g \rightarrow a$).

Estes resultados estão de acordo com os estudos dilatométricos encontrados por COSTA et al.. Com o objetivo de se promover a solubilização (austenitização) parcial ou completa do material, foram utilizadas as temperaturas de 840°C, 860°C e 880°C, respectivamente.



Fonte: O autor (2023)

O procedimento iniciou-se com o aquecimento do forno até a temperatura desejada. Após alcançar a temperatura a mesma foi mantida durante 1 hora para que houvesse a homogeneização da temperatura no interior do forno.

As chapas e as juntas soldadas a serem tratadas foram colocadas dentro do forno, e após a estabilização os corpos de prova foram mantidos no forno por 1 hora. Passado esse tempo as chapas foram retiradas e resfriadas rapidamente em água a temperatura ambiente.

Para o procedimento de resfriamento tomou-se o cuidado de posicionar o tanque de resfriamento próximo ao forno para que o tempo de transporte da chapa não trouxesse grande influência ao tratamento.

4.2.6. Ensaio mecânicos

Para a avaliação das propriedades mecânicas dos materiais submetidos a tratamentos térmicos e termomecânicos sob diversas condições, foram conduzidos ensaios de tração uniaxial em conformidade com a norma ASTM E 8 M. Os ensaios foram realizados utilizando uma máquina de ensaio universal servo-hidráulica com capacidade de 10 toneladas. Os dados de deformação foram coletados por meio de extensômetros instalados diretamente nos corpos de prova, na região mais suscetível à deformação. Para garantir a reprodutibilidade dos resultados, foram executados três ensaios independentes.

4.2.7. Ensaio de microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados de acordo com a norma E 384, que envolve indentações com cargas iguais ou menores a 1 Kgf. Para este ensaio, empregou-se uma carga de 300 gf com um tempo de indentação de 15 segundos.

O ensaio de dureza foi realizado após todas as etapas de preparação metalográfica e em todas as amostras. Para cada condição experimentada, foram realizadas 11 indentações, sendo assim a primeira localizada na região central da solda e o restante delas espaçadas a 0.5 mm de distância lateral.

Após a preparação das amostras, estas são encaminhadas para a sala de microscopia óptica. Utilizando o microscópio, são realizadas as análises dos corpos de prova, e os resultados são registrados em um computador integrado ao microscópio.

A microscopia óptica foi conduzida em uma amostra única, com um corte específico para destacar a zona fundida e a zona termicamente afetada.

- Para o ensaio é realizada algumas etapas:
- Selecionar o suporte para o corpo de prova;
- Selecionar a carga aplicada;
- Posicionar o corpo de prova (girando a base de onde ele está apoiado em um local que esteja devidamente retificado);
- Aplicar a carga (utilizando a alavanca);
- Aguardar 15 segundos;
- Fazer a leitura da escala;

4.2.8. Ensaio de fractografia

Os ensaios de fractografia foram conduzidos a partir dos corpos de prova advindos do ensaio de tração, após a realização dos ensaios foram recolhidos corpos de prova para a fractografia.

Estando a superfície cortada, foi realizado o ataque químico com solução de nital a 5% com tempo de imersão de 10 segundos.

A caracterização microestrutural foi realizada num Microscópio Eletrônica de Varredura com Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (MEV/EDS).

Todos os equipamentos aqui citados estão disponíveis no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de Materiais (INTM).

5. RESULTADOS

Com os experimentos realizados foram observadas diferentes transformações de fases.

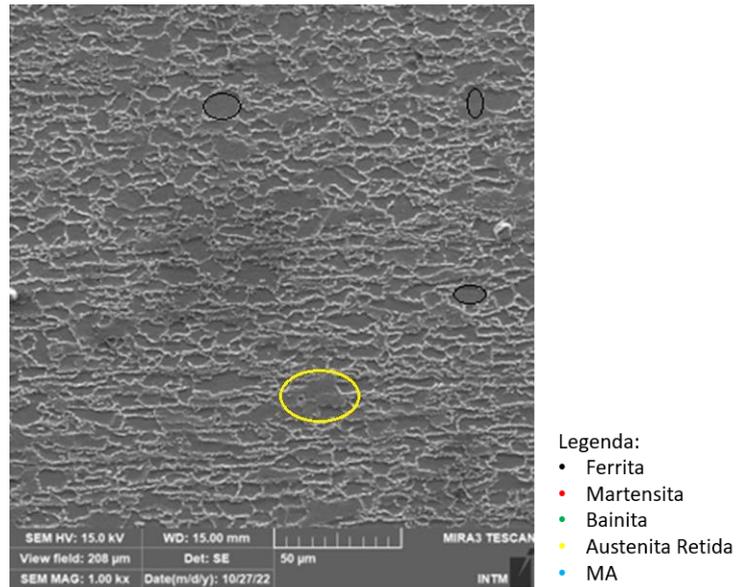
Na primeira etapa, foi feita a identificação dos diferentes domínios de transformação de fase utilizando a dilatometria e a caracterização microestrutural do aço Dual Phase DP800 na condição de como recebido. Na segunda etapa ocorreu a realização dos tratamentos térmicos baseados no ensaio dilatométrico. Na terceira etapa foi realizada a soldagem das chapas na condição de como recebido e após tratamentos, utilizando diferentes correntes de soldagem. Na quarta etapa, foi feita a caracterização macro e microestrutural das juntas. Na quinta etapa, foram realizados os ensaios mecânicos, e a análise de fratura das condições estudadas.

5.1. Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 como recebido

Neste estudo, a análise microestrutural do material começou com a análise das regiões por meio de micrografias com magnificação de 1000x conforme a figura 14 a seguir. Nesta escala de observação a micrografia (figura 14) revelou grãos ferríticos (círculos pretos) e de austenita retida (círculo amarelo). As zonas de contornos da matriz ferrítica serão discutidas mais detalhadamente na sequência do trabalho, em imagens que permitirão uma identificação mais precisa das microestruturas.

Para identificar as fases presentes neste estudo, foram realizadas comparações com as morfologias encontradas por outros autores que trabalharam com o mesmo tipo de aço Mazahri *et.al.* (2014) , Maffei *et al.* (2007), Mohaved et al. (2009), Costa et al. (2022), Wang et al. (2013) e Gozález-Zapatero et al. (2023), ou um similar como Bleck e Phiou-on (2009) . Com base na morfologia, foram identificadas as microestruturas do material como recebido e do material tratado nas diferentes temperaturas

Figura 14- Microestrutura do material como recebido 1000x de aumento, região central

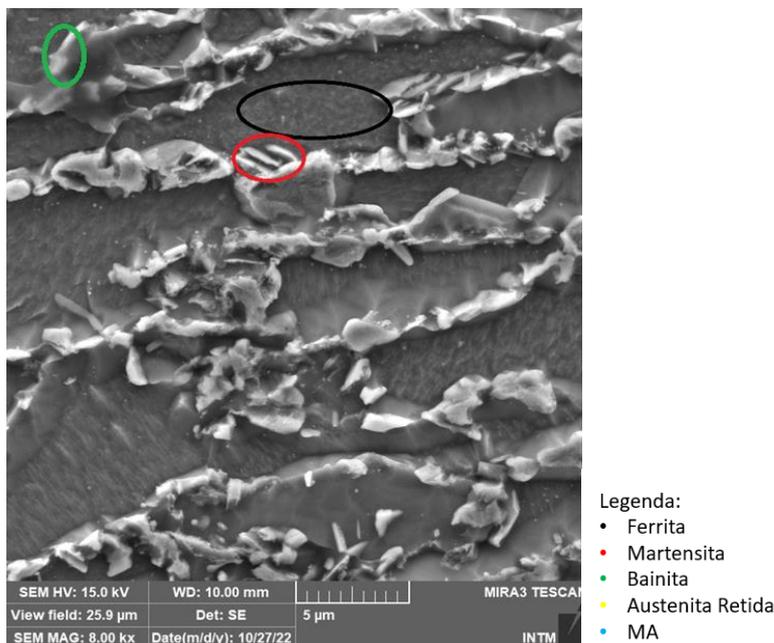


Fonte: O autor, 2023

A região da figura 14 corresponde ao centro da chapa estudada, onde se observa uma certa a textura, com grãos majoritariamente orientados na direção de laminação.

Com base nos resultados iniciais, decidiu-se aumentar a escala de observação; continuando o estudo com ampliações da ordem de 8000x para que fosse possível visualizar com mais clareza a região dos contornos de grão. Dessa forma, chegamos à figura 15 .

Figura 15- Microestrutura do material como recebido 8000 x de aumento, região central



Fonte: O autor, 2023

Para identificar as fases presentes tanto no material como recebido quanto nos materiais com tratamentos térmicos, foram realizadas comparações com as microestruturas apresentadas por diferentes autores.

A microestrutura encontrada é condizente com o apresentado por outros autores como (Senuma 2001), que cita: “A microestrutura das chapas de aço bifásico consiste em matriz de ferrita com martensita dispersa nos contornos de grãos”. Os resultados obtidos nesta análise são ainda semelhantes aos encontrados por (Bleck, Phiou-on, 2009); (Walter et.al 2023). A matriz ferrítica está indicada pelo círculo preto e a martensita em vermelho, sendo possível observar também a fase bainítica, destacada em verde, não encontrada nos trabalhos citados mas presente na análise desenvolvida por (Magalhães, 2015), fato esse que pode ser visto como comum, conforme (Wang *et.al*, 2013) os aços dual phase são caracterizados pela presença predominante dos constituintes ferrita e martensita, podendo ainda conter pequenas quantidades de bainita, perlita e austenita retida.

(Senuma, 2001) diz ainda que as propriedades do aço podem ser controladas de acordo com a quantidade de martensita dispersas nos contornos, o que melhora a resistência a choque em carros.

A presença da martensita é discutida por alguns autores, dentre eles (Mazaheri *et al.*, 2014) citam que há, na prática, o aumento da tensão de escoamento e a diminuição da ductilidade com o aumento da fração de martensita. Argumento semelhante foi encontrado por (Wang *et al.*, 2013) que notou que a resistência à tração está relacionada com a fração volumétrica de martensita presente na microestrutura.

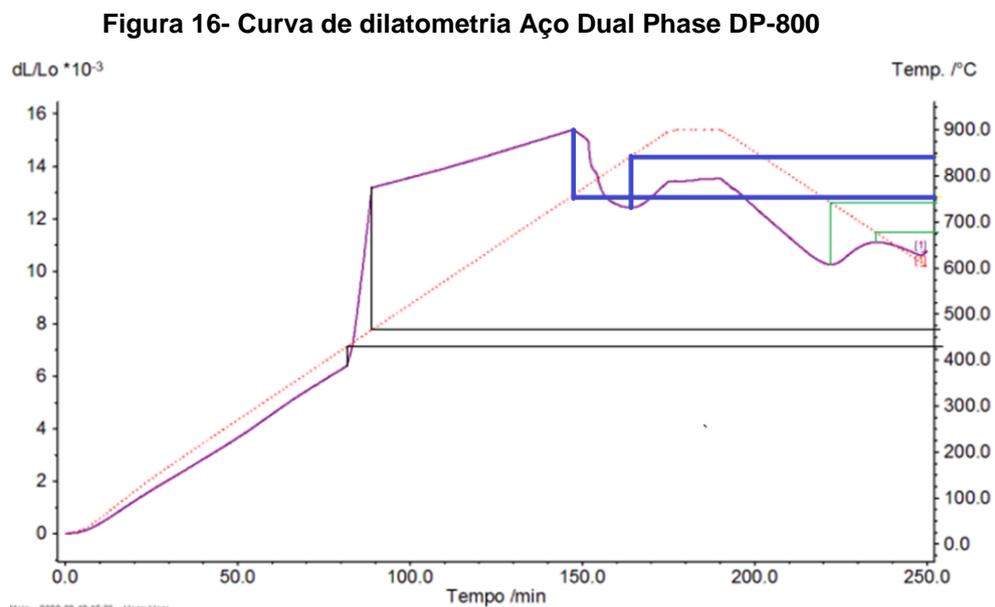
5.2. Identificação dos diferentes domínios de transformação de fase utilizando a dilatométrica

A dilatométrica foi utilizada no estudo das transformações ocorridas no aço. As curvas de dilatação, figura 16, forneceram informações sobre os diferentes domínios de transformações de fase e, assim, orientando quais as faixas de temperaturas deveriam ser exploradas para a obtenção de diferentes microestruturas.

Neste ensaio foram utilizadas as seguintes especificações:

Faixa de aquecimento: de 25° C a 900° C, ao chegar a 900° C manteve-se o corpo neste patamar por 13 minutos.

Velocidade de aquecimento: 5° C/min.



Fonte: O autor (2023)

A partir da curva dilatométrica mostrada na Figura 2, foi possível identificar três diferentes domínios de temperatura, identificados na curva as cores: preta (primeiro domínio), azul (segundo domínio) e verde (terceiro domínio).

Transformação do 1º domínio ocorre de 430 a 470° C, identificado pela reversão da martensita (M) em ferrita (a): $(\alpha + M \rightarrow \alpha)$;

Transformação do 2º domínio ocorre de 750 a 850° C, identificado como a transformação de ferrita (a) em austenita (g) com solubilização parcial ($a \rightarrow a + g$) ou total ($a \rightarrow g$)

Transformação 3º domínio ocorre de 745 a 675° C, identificado com a transformação de austenita em ferrita ($g \rightarrow a$).

Estes resultados estão de acordo com os estudos dilatométricos encontrados por COSTA et al.. Com o objetivo de se promover a solubilização (austenitização) parcial ou completa do material, foram utilizadas as temperaturas de 840°C, 860°C e 880°C, respectivamente..

5.3. Tratamentos térmicos

Todos os tratamentos realizados iniciaram-se com o aquecimento do forno até a temperatura do tratamento com um tempo de permanência de 60 minutos para assegurar a parcial ou completa austenitização a depender do cenário.

Manteve-se então a peça no forno aquecido a temperatura do tratamento por 60 minutos. Na sequência a peça tratada foi resfriada diretamente na água a temperatura ambiente.

Foram realizados TT com patamares isotérmicos em temperaturas igual a 840° C, 860° C e 880° C em cada um dos casos estudados.

Após o tratamento realizado, todas as chapas tratadas em cada uma das três temperaturas apresentaram empenamentos devido às condições bruscas de resfriamento conforme a figura 17.

Figura 17- Aspecto das chapas pós-tratamento térmico



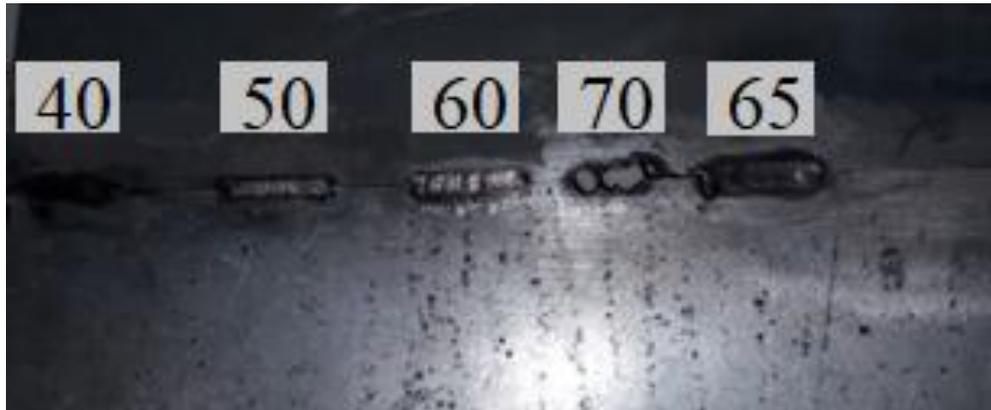
Fonte: O autor (2023)

5.4. Soldagem das chapas

Os estudos prévios mostraram que para materiais com características próximas ao material das chapas utilizadas neste trabalho, as correntes de soldagem variavam entre 40 e 60 A para uma soldagem autógena.

No entanto, ao iniciar os experimentos com o material como recebido notou-se que essa faixa de corrente somente era condizente com os resultados obtidos quando as chapas estavam sobrepostas figura 18; mostrando que o aporte térmico para as citadas amperagens foi excessivo para as chapas na espessura de 1,8 mm. Na figura 18, uma chapa é soldada em pequenos trechos com a corrente variando de 40 a 65 Ampères. Observa-se na que, para a condição de soldagem das chapas sobrepostas, apenas as correntes de 50 e 60 ampères apresentaram resultados visualmente bons.

Figura 18- Chapas sobrepostas soldadas



Fonte: O autor (2023)

Inicialmente, as chapas foram soldadas sem nenhum mecanismo de fixação, o que resultou na sobreposição sem restrição; produzindo flexão causada pelo gradiente térmico.

Quando as chapas foram posicionadas e fixadas lado a lado (justapostas), sem nenhuma sobreposição, as correntes entre 40 e 60 ampères perfuravam a chapa. Para contornar este problema, a soldagem foi iniciada com uma corrente de 40 ampères, e em seguida, foi gradualmente reduzida em busca da corrente mais adequada para a situação. Assim foram fixadas de modo a atender a posição ilustrada na figura 19:

Figura 19- Junta soldada sem sobreposição



Fonte: O autor (2023)

Os resultados desse experimento podem ser visualizados na figura 20:

Figura 20- Testes realizados buscando a corrente de soldagem ideal



Fonte: O autor (2023)

Após análise visual das juntas soldadas, constatou-se que os melhores resultados foram obtidos com correntes entre 25 e 27 ampères. Para determinar a corrente mais adequada a ser utilizada no trabalho, foi realizado um experimento soldando um par de chapas com cordões de solda utilizando as correntes de 25, 26 e 27 ampères. Com diferentes velocidades de soldagem indicadas na Tabela 2. O resultado desse experimento pode ser visualizado na figura 21.

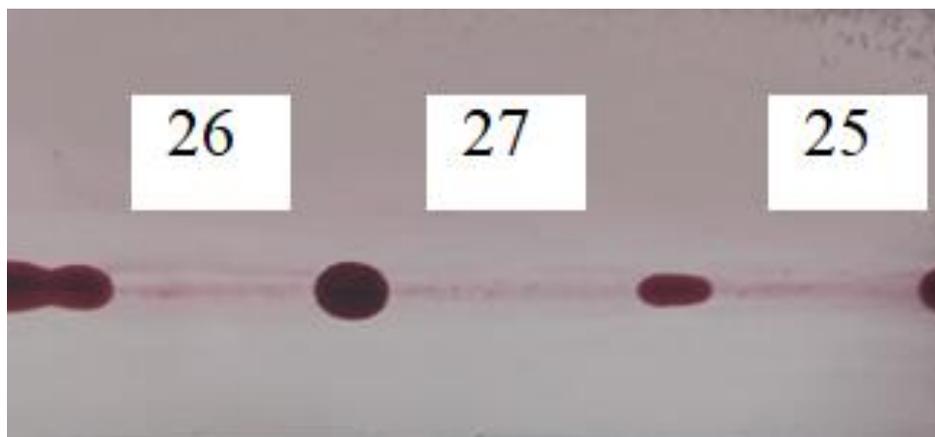
Figura 21- Cordões de solda a 26, 25 e 27 amperes, respectivamente



Fonte: O autor (2023)

Após a soldagem, foi realizado um ensaio de líquidos penetrantes para determinar a melhor corrente a ser utilizada na soldagem das chapas. O resultado desse ensaio pode ser visualizado na figura 22.

Figura 22- Ensaio de líquidos penetrantes aplicado as correntes selecionadas



Fonte: O autor (2023)

Com base na figura 22, é possível observar que os resultados obtidos nos três casos foram considerados aceitáveis, já que os cordões estavam íntegros. Os pontos vermelhos mostrados na figura representam regiões intermediárias com interrupção de processo para a mudança de corrente.

Dessa forma, a corrente de soldagem selecionada para o restante do trabalho foi de 27 ampères, com velocidade de soldagem de 0,92mm/s pois, de acordo com o comparativo realizado, essa corrente apresentou melhor estabilidade de arco, além de proporcionar um bom aspecto do cordão e uma penetração satisfatória.

Nesse experimento, foram anotados também a velocidade de soldagem para cada uma das correntes utilizadas, conforme a tabela 2 a seguir:

Tabela 2-Velocidade de soldagem utilizada na soldagem

Corrente (A)	Velocidade (mm/s)
25	0,85
26	0,88
27	0,92

Fonte: O autor (2023)

Os valores de velocidade foram obtidos cronometrando o tempo levado para realização da soldagem e o comprimento do cordão. Não foi possível considerar valores de tensão fixos, pois a máquina utilizada era uma fonte de corrente constante, na qual a tensão varia de maneira automática, dependendo da altura do eletrodo para poça de fusão.

Nas condições comentadas anteriormente, a chapa na condição de como recebida apresentou-se conforme a figura 23.

Figura 23- Chapa sem tratamento e soldada



Fonte: O autor (2023)

5.5. Ensaio de tração

Para avaliar os efeitos dos tratamentos térmicos aplicados às amostras, foram realizados ensaios de tração para se determinar as propriedades mecânicas dos materiais tratados e das juntas soldadas. Em todos os ensaios descritos, foram realizadas 3 repetições para cada uma das condições.

Para obter margem de comparação realizou-se primeiramente o ensaio de tração da chapa na condição ainda sem solda, conforme tabela 3 onde podemos encontrar também o desvio padrão de cada uma das medidas.

Para facilitar a visualização dos dados, foram produzidos gráficos relacionando alongamento e deformação, e na sequência, relacionando tensão de escoamento e de limite de resistência a tração.

Tabela 3- Tabela tensão x deformação das chapas como recebido e tratadas sem solda

Condição	Alongamento (%)	Deformação(mm)	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)
Sem tratamento	13,14 ± 0,84	6,57 ± 0,55	369 ± 18,66	652 ± 22,51
840°	3,21 ± 0,23	1,60 ± 0,18	770 ± 15,68	1040 ± 28,76
860°	2,55 ± 0,28	1,27 ± 0,21	1094 ± 48,97	1232 ± 38,12
880°	2,12 ± 0,21	1,06 ± 0,33	989 ± 41,69	1173 ± 55,13

Figura 24- Gráfico de alongamento e deformação para chapas sem solda.

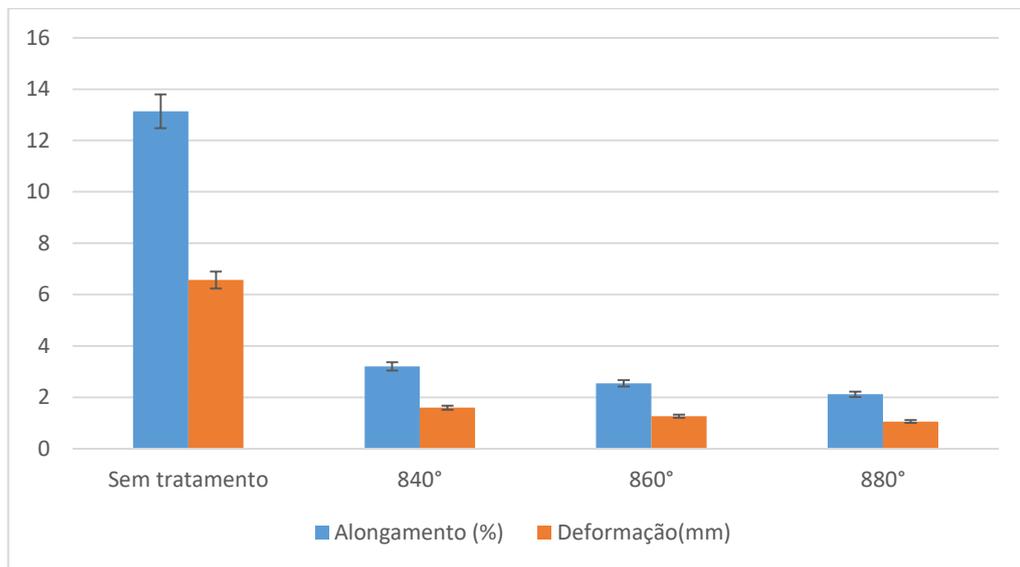
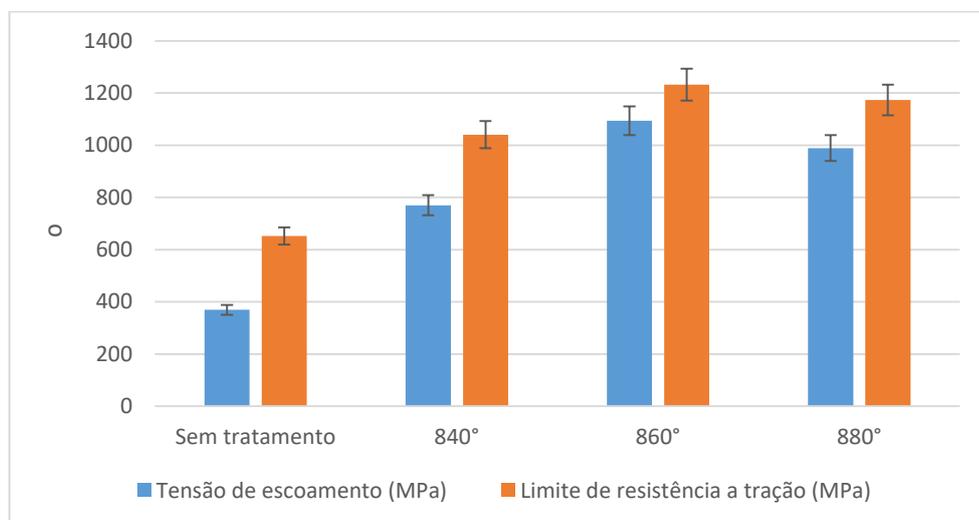


Figura 25- Gráfico de tensão de escoamento e de limite de resistência a tração para chapas sem solda.



Para o material sem tratamento e sem nenhuma solda o limite de resistência verificado foi de 652 MPa, já o limite de escoamento foi de 369 MPa. O alongamento calculado levando em consideração o corpo de prova com 50 mm foi de 13,14%.

Os resultados obtidos não se assemelham ao de (Barbosa 2018) para um mesmo material, tendo este obtido para o material como recebido um alongamento de 20,5%, limite de resistência de 830 MPa. Tal diferença sugere uma certa diversidade de aços DP 800 presentes no mercado, com notável variação de propriedades.

Realizou-se ensaios de tração em corpos de provas sem solda e com tratamentos térmicos com temperaturas de 840, 860 e 880° C respectivamente.

Para o material tratado a 840° C e depois resfriando bruscamente em água, e sem nenhuma solda o limite de resistência verificado foi de 1040 MPa, já o limite de escoamento observada foi de 770 MPa.

O alongamento calculado nesse cenário foi de 3,20%, notavelmente menor que no caso anterior onde o alongamento foi de 13,14%, mostrando que com o tratamento térmico a esta temperatura o corpo de prova tende a deformar menos até a ruptura suportando, uma tensão maior.

Os resultados relacionam-se a microestrutura encontrada nas micrografias, a maior concentração de ferrita nos aços sem tratamento justifica o maior alongamento observado nestes casos. O resultado condiz com os encontrados no trabalho de MAZAHARI et al, 2014, onde afirma-se que nos aços Dual phase as ilhas de martensita conferem ao material alta resistência mecânica e a matriz macia de ferrita acarreta bom alongamento uniforme.

Para o material com tratamento elevando o corpo de prova até a temperatura de 860° C e depois resfriando bruscamente em água, e sem nenhuma solda o limite de resistência verificado foi de 1232 MPa, já a tensão de escoamento foi de 1094 MPa, apresentando assim praticamente o dobro da média de valores obtidos para a chapa sem tratamento, o que indica um relevante aumento da resistência a tração do material pós-tratamento.

O alongamento calculado nesse cenário foi de 2,55%, menor que no caso anterior onde o alongamento foi de 3,20% e por consequência, bem menor que o observado para o material como recebido. Mostrando que a 860°C o corpo de prova tende a deformar menos até a ruptura.

Para o material com tratamento elevando o corpo de prova até a temperatura de 880°C e depois resfriando bruscamente em água, e sem nenhuma solda o limite de resistência verificado foi de 1173 MPa, já a tensão de escoamento foi de 989 MPa.

O alongamento calculado nesse cenário foi de 2,12%, menor que os 2,54% do caso anterior e, bem menor que o observado para o material como recebido. Mostrando assim uma aproximação do alongamento entre as condições de 860°C e 880°C.

Na sequência, os estudos seguiram para todas as condições térmicas mostradas até aqui, mas agora com as chapas soldada, conforme mostrado na tabela 4 junto ao desvio padrão de cada uma das variáveis. Novamente, visando facilitar a visualização dos dados foram gerados gráficos relacionando alongamento e deformação, e na sequência, relacionando tensão de escoamento e de limite de resistência a tração.

Tabela 4- tensão x deformação das chapas soldadas

Condição	Alongamento (%)	Deformação(mm)	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)
Sem tratamento	7,10 ± 0,77	3,55 ± 0,41	390 ± 31,87	621 ± 14,38
840°	1,51 ± 0,19	0,75 ± 0,11	554 ± 22,34	629 ± 11,67
860°	1,23 ± 0,17	0,62 ± 0,07	670 ± 42,31	759 ± 30,82
880°	1,26 ± 0,06	0,63 ± 0,12	648 ± 12,55	750 ± 27,08

Fonte: O autor (2023)

Figura 26- Gráfico de alongamento e deformação para chapas soldadas

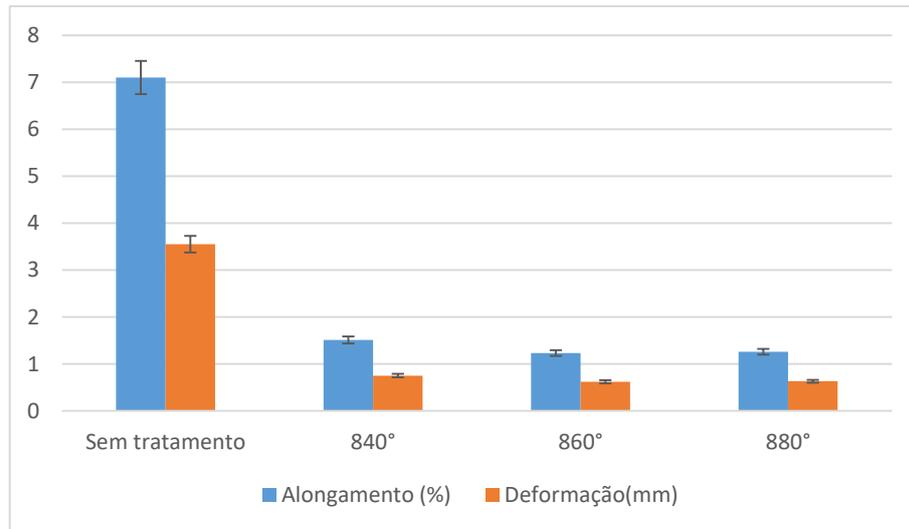
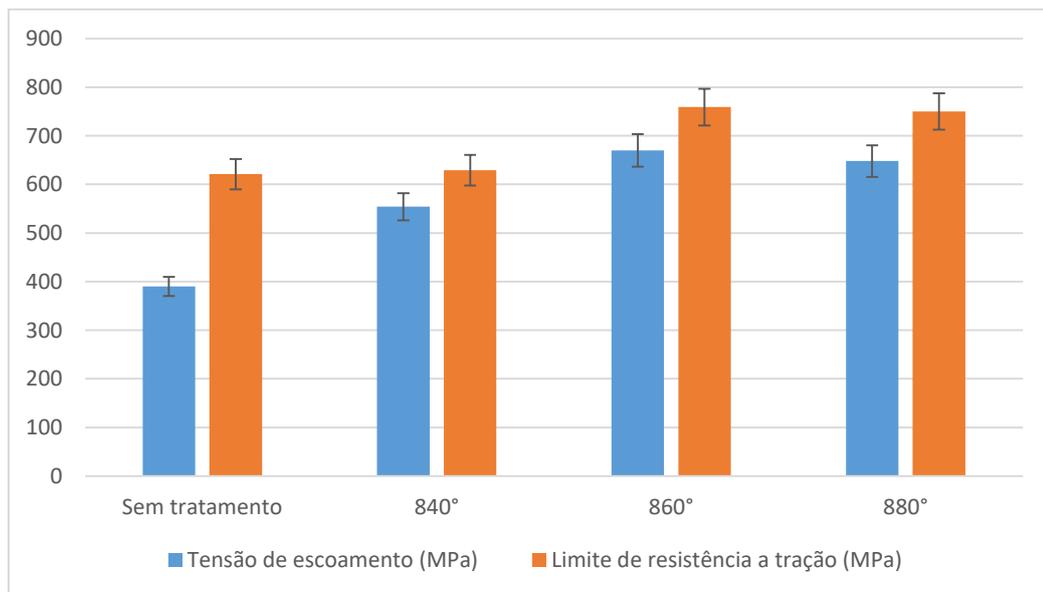


Figura 27- Gráfico de tensão de escoamento e de limite de resistência a tração para chapas soldadas.



Para as chapas soldadas, nota-se claramente uma queda dos valores das propriedades mecânicas.

Para o material sem tratamento e com solda, o limite de resistência verificado foi de 621 MPa, já a tensão de escoamento foi de 390 MPa. O alongamento calculado levando em consideração o corpo de prova com 50 mm foi de 7,10%.

Os resultados para a tensão de escoamento e limite de resistência a tração, são ligeiramente menores que os do cenário comentado anteriormente para o material sem solda.

Para o material tratado termicamente a 840 °C, sendo na sequência resfriado bruscamente em água e depois soldado. O limite de resistência verificado foi de 629, já a tensão de escoamento observada foi de 554 Mpa. Ao comparar os resultados com os ensaios para as chapas sem solda, nota-se uma queda tanto na tensão de escoamento, com uma redução de 216 MPa, quanto no limite de resistência com uma redução de 411 MPa para o caso do material soldado.

No tocante ao alongamento e deformação, o observado nesse cenário foi um alongamento de 1,50 %, notavelmente menor que no caso sem solda. Há uma consequente queda de 0,85 mm na deformação.

Quando o comparativo é entre o ensaio com as peças tratadas a 840° C e as peças sem tratamento, sendo ambas soldadas, os resultados demonstram um pequeno crescimento de 7,34 MPa no limite de resistência a tração, e um crescimento um pouco mais significativo na tensão de escoamento, que cresceu 163 MPa. Seguindo o comparativo das amostras, houve uma significativa redução no alongamento que caiu 5,59% e por consequência, a deformação caiu 2,8 mm em relação as peças sem tratamento.

Para o material tratado termicamente a 860 °C, sendo na sequência resfriado bruscamente em água e depois soldado. O limite de resistência verificado foi de 759 MPa, já a tensão de escoamento observada foi de 670 MPa. O que comparando as amostras com mesmo tratamento térmico e sem solda, sinaliza uma considerável queda tanto na tensão de escoamento, com uma redução de 424 MPa, quanto no limite de resistência onde houve uma redução de 473 MPa.

Seguindo o comparativo das amostras, houve uma significativa redução no alongamento que caiu 3,77% e por consequência, a deformação caiu 0,66 mm em relação as peças sem solda.

Quando o comparativo é entre o ensaio com as peças tratadas a 860° C e as peças tratadas a 840° C, sendo ambas soldadas os resultados demonstram um crescimento de 130 MPa no limite de resistência a tração, e um crescimento de 115 MPa na tensão de escoamento em favor das chapas tratadas a 860°C. Seguindo o comparativo, as amostras apresentaram uma significativa queda no alongamento que caiu 0,27% e consequentemente a deformação caiu 0,14 mm em relação as peças tratadas a 840°C.

Para o material tratado termicamente a 880 °C, sendo na sequência resfriado bruscamente em água e depois soldado. O limite de resistência verificado foi de 750

MPa, já a tensão de escoamento observada foi de 648,08 MPa. O que comparando com as amostras de mesmo tratamento térmico e sem solda, sinaliza uma considerável queda tanto na tensão de escoamento, com uma redução de 341 MPa, quanto no limite de resistência onde houve uma redução de 423 MPa.

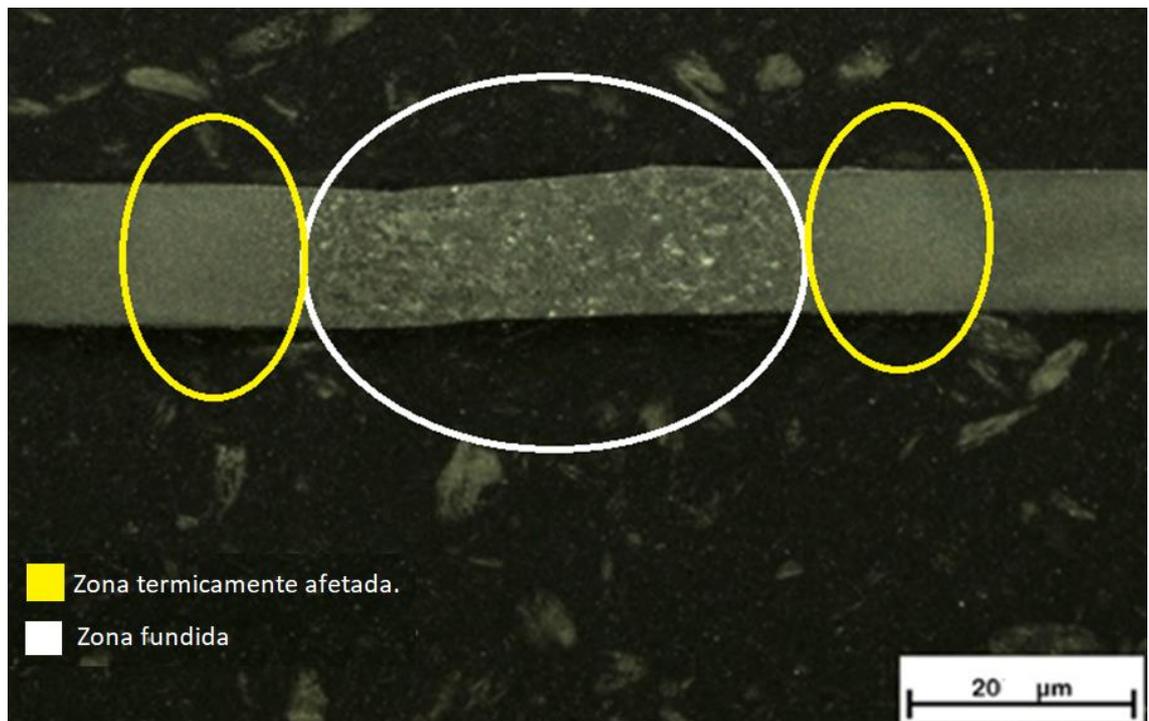
Houve uma significativa redução no alongamento que caiu 0,86% e a deformação caiu 0,43 mm em relação as peças sem solda.

Quando a análise é entre o ensaio com as peças tratadas a 880° C e a 860° C, sendo ambas soldadas os resultados demonstram uma redução de 9 MPa no limite de resistência a tração, e uma redução de 22,3 MPa na tensão de escoamento para as chapas tratadas a 880°C. As amostras apresentaram um aumento no alongamento que de 0,03% e conseqüentemente um aumento na deformação de 0,02 mm em relação as peças tratadas a 860°C.

5.6. Caracterização macro e microestrutural do aço dual phase DP800 soldado

Após as soldagens foi realizada a caracterização macroestrutural com o objetivo de analisar a relação entre a região soldada e o metal base.

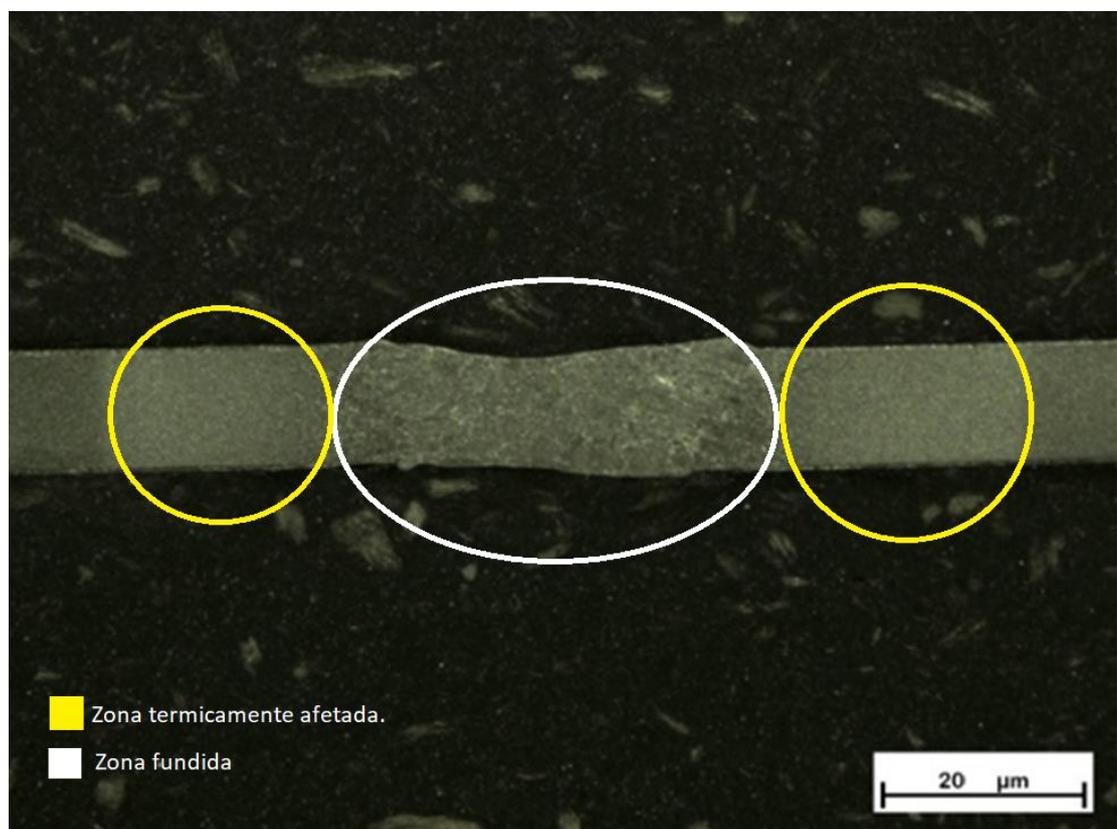
Figura 28- Microscopia de chapa sem tratamento térmico soldada



Fonte: O autor (2023)

A figura 28 mostra o resultado da micrografia das chapas soldadas sem tratamento térmico. Nota-se que, nesta escala de observação, é praticamente imperceptível observar-se defeitos microestruturais gerados. Na figura, é possível diferenciar a zona fundida que é a zona central, escura com pontos brancos (círculo branco) e a ZTA região mais clara entre metal base e região soldada (círculo amarelo).

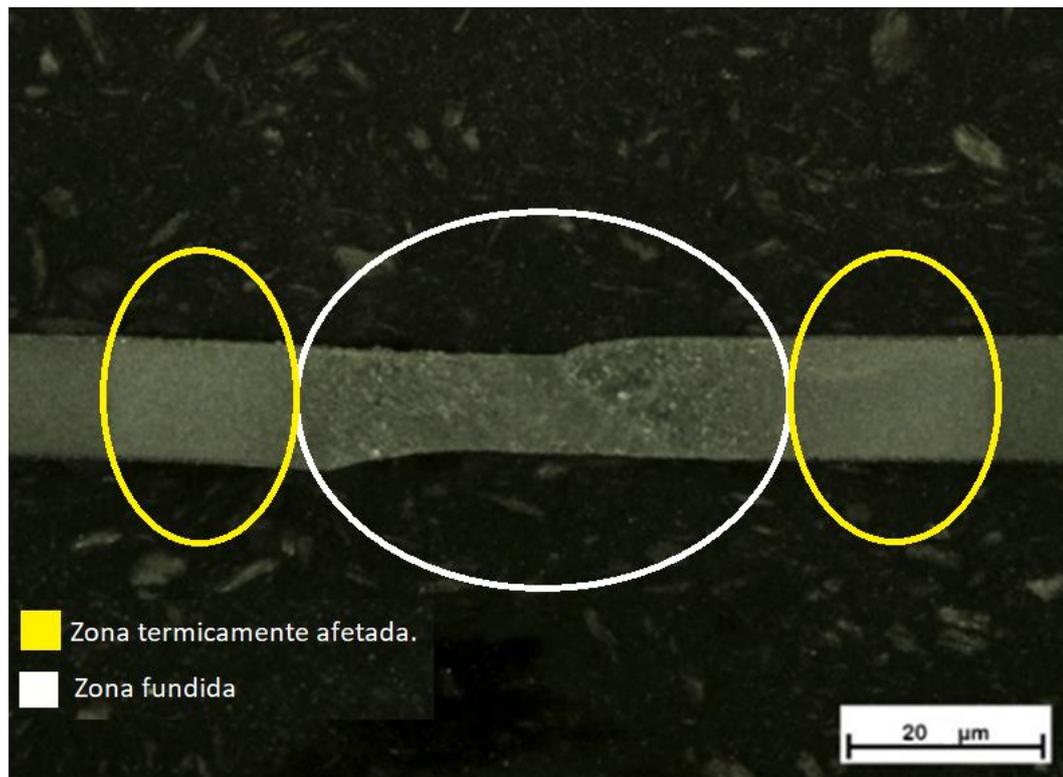
Figura 29- Microscopia de chapa com tratamento térmico a 840°C



Fonte: O autor (2023)

Na figura 29, tem-se a soldagem numa junta soldada tratado a 840°C, é possível observar que na chapa com tratamento térmico, a visualização da ZTA (círculo amarelo) é melhor definida em relação a chapa sem tratamento.

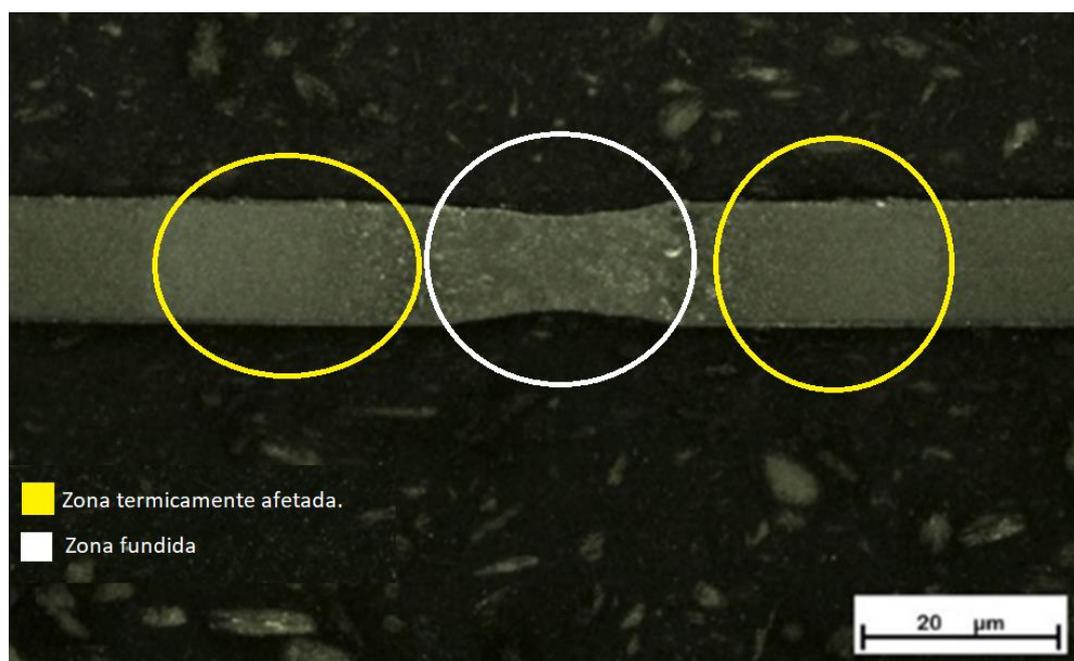
Figura 30- Microscopia de chapa com tratamento térmico a 860°C



Fonte: O autor (2023)

Na figura 30, tem-se a soldagem no material tratado a 860°C, onde observa-se uma situação semelhante a encontrada para a macrografia de 840°C com ZTA (círculo amarelo) bem definida e uma zona fundida (círculo branco) mais distorcida que no caso anterior, sendo neste caso possível visualizar até mesmo uma redução ainda maior na espessura da secção na zona fundida.

Figura 31- Microscopia de chapa com tratamento térmico a 880°C



Fonte: O autor (2023)

Na figura 31, tem-se a soldagem no material tratado a 880°C, onde é possível notar uma situação semelhante a encontrada nas outras peças tratadas, com ZTA (círculo amarelo) bem definida, sendo neste caso possível visualizar uma redução maior na espessura zona fundida (círculo branco), justificada por fortes contrações que se intensificam com o aumento de temperatura de tratamento da chapa.

Após a visualização dos aspectos macroscópicos das juntas soldadas foi realizado a micrografia da região soldada objetivando a observação da zona fundida, zona termicamente afetada e metal base.

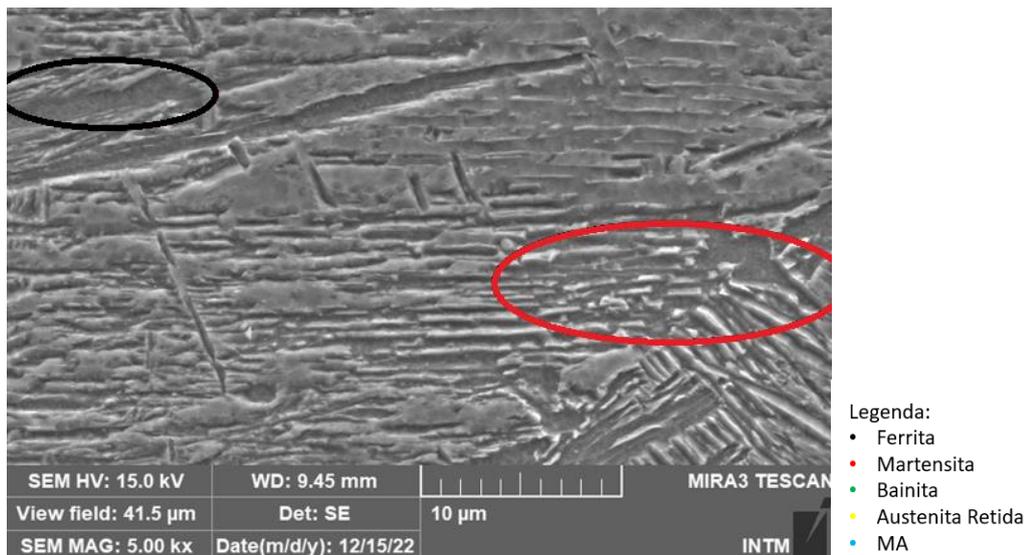
Para identificar as fases presentes neste estudo, foram realizadas comparações com as morfologias encontradas por outros autores que trabalharam com o mesmo tipo de aço como Mazaheri *et al.*, 2004 (2014), Maffei *et al.*, (2004) ([7-9; 11-13] ou um similar [16]. Com base na morfologia, foram identificadas as microestruturas do material como recebido e do material tratado nas diferentes temperaturas.

A análise micrográfica foi conduzida com o propósito de identificar as microestruturas presentes nas amostras após submetidas a diferentes sequências térmicas.

O primeiro cenário estudado foram as chapas soldadas e sem tratamento térmico. Neste cenário específico o metal base não será tratado, visto que, o mesmo já foi discutido no tópico 6.1.

A figura 32, trata-se de uma micrografia obtida a partir da chapa soldada e sem tratamento térmico, desse modo a figura encontra-se com uma magnificação de 5000x e mostra a região da ZTA. Através dessa figura é possível observar grandes ilhas martensíticas (círculo vermelho) com pequenos traços de ferrita como o apontado no círculo de cor preta. A presença das grandes ilhas de martensita apontam uma provável causa da fragilização desta região, conforme revelado pelos ensaios mecânicos.

Figura 32- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 sem tratamento térmico, na região da ZTA, com magnificação de 5000x

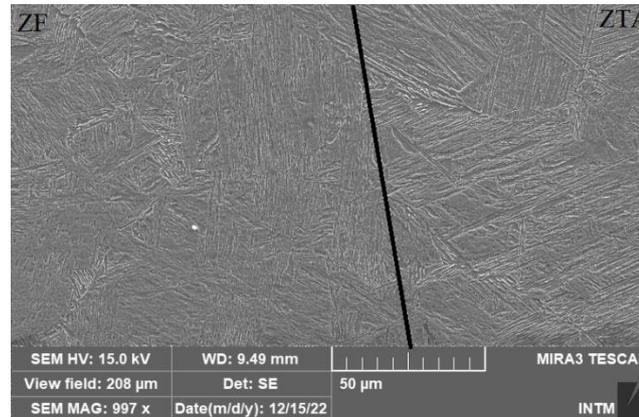


Fonte: O autor (2023)

Na figura 33, tem-se uma micrografia com magnificação de 1000x onde é possível visualizar a região de transformação da ZTA para zona fundida, em tal micrografia a divisão entre as áreas pode ser vista de maneira irregular na faixa central, sendo possível observar facilmente a fronteira entre duas regiões distintas com uma fronteira vertical. Como destacado na figura, à área a esquerda da linha que evidencia a ZF e a área à direita a ZTA.

Com uma magnificação de 1000x a visualização da região de fronteira é possível, porém a identificação da microestrutura fica comprometida.

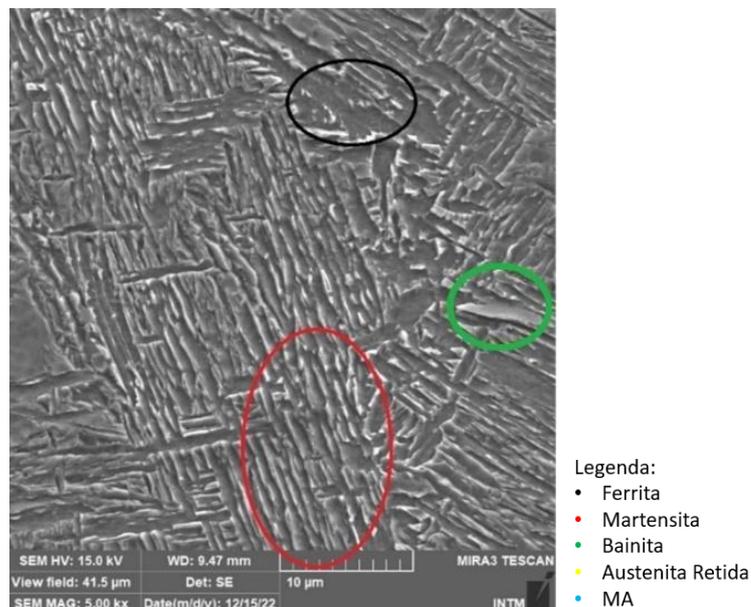
Figura 33- Microestrutura por MEV do aço DP800 sem tratamento térmico, na região de transição entre ZTA e ZF com magnificação de 1000x



Fonte: O autor (2023)

A figura 34 é uma micrografia obtida a partir da chapa soldada e sem tratamento térmico, tal figura encontra-se com uma magnificação de 5000x e mostra a região da ZF. Nesta figura observamos que há predominância da fase martensítica (círculo vermelho), observa-se também a fase ferrítica, em baixo relevo (círculo preto) há também um indício de formação de bainita (círculo verde). Tal composição é condizente com os resultados obtidos no ensaio de tração com a ocorrência das fraturas localizadas em áreas entre a ZTA e ZF, nas quais existem regiões onde observa-se uma maior predominância de martensita, caracterizada por ter elevado dureza e baixa resistência a tração Mazahri *et.al.* (2014).

Figura 34- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 sem tratamento térmico, na região da ZF com magnificação de 5000x



Fonte: O autor (2023)

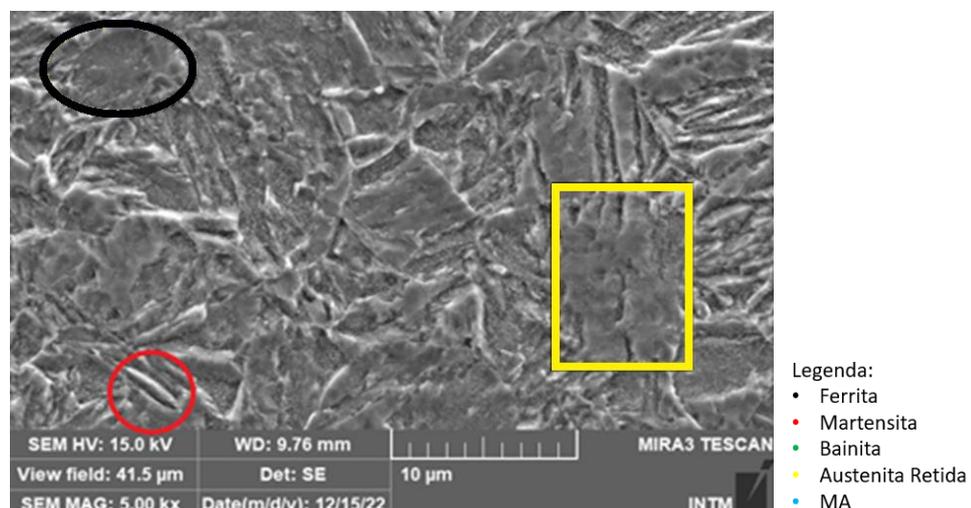
A Figura 35, é uma micrografia resultante do tratamento térmico a 840°C com a uma magnificação de 5000 vezes, evidenciando a área correspondente ao metal de base. Através dela é possível observar que a estrutura predominante na região é a ferrita (círculo preto) com pequenos traços de martensita (círculo vermelho). No retângulo amarelo é possível visualizar uma provável austenita retida.

No metal base, tal microestrutura representa a situação do aço pós-tratamento térmico para a condição descrita. Então na figura 35 é possível visualizar a microestrutura do aço pós-tratamento térmico a 840°C sem a influência da soldagem.

Segundo (Ristov, 2021) a martensita é um microconstituente de forma agulhada que tem como característica elevada dureza e consequente fragilidade.

A maior incidência da fase martensítica no metal base da peça com tratamento térmico a 840°C em relação ao metal base, a definição de (Ristov, 2021) justificam o aumento da tensão de escoamento (de 390,8 MPa para o aço sem tratamento para 554,58 MPa para o aço tratado a 840°C) observado na tabela 3. Pelos resultados para o ensaio de tração, é possível afirmar que há uma maior resistência observada nas peças tratadas a 840°C em relação às peças sem tratamento, tendo em vista apenas o material, sem análise dos efeitos da soldagem já que até aqui tratamos apenas do metal base

Figura 35- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 840°C na região do metal de base com magnificação de 5000x

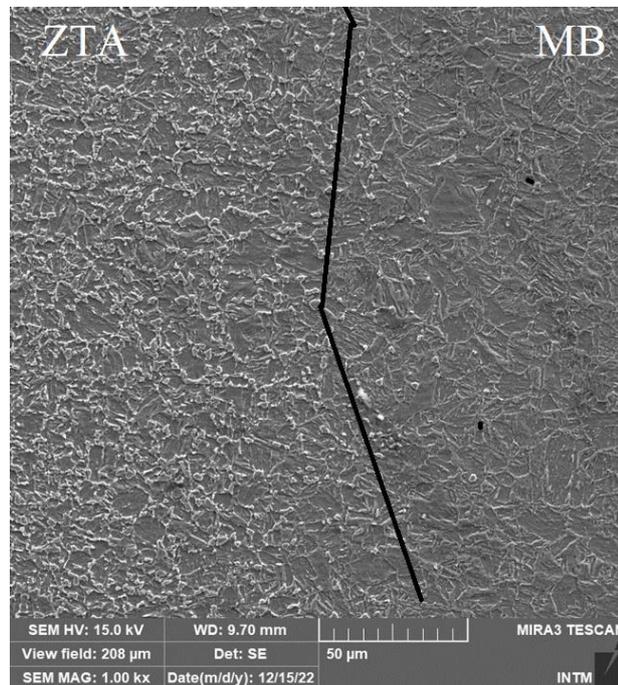


Fonte: O autor (2023)

A figura 36, mostra uma micrografia obtida a partir do tratamento térmico realizado a 840°C. Tal figura encontra-se com uma magnificação de 1000x e mostra a região de transformação do metal de base para a ZTA. Em tal micrografia fica clara a região de fronteira entre as áreas citadas sendo a ZTA mostrada a esquerda da figura e o metal de base a direita.

Para facilitar a visualização também foi traçada uma linha imaginária para evidenciar a região de fronteira observada

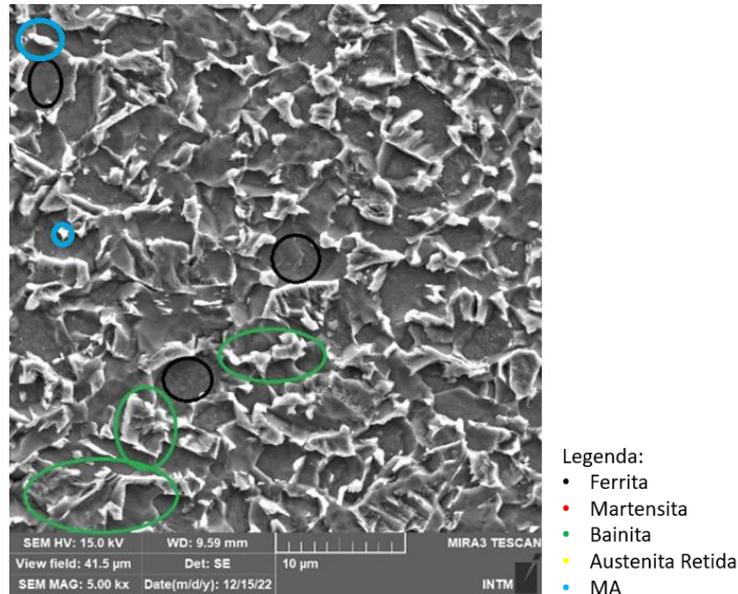
Figura 36- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 840°C na região de transição entre metal de base e ZTA com magnificação de 1000x



Fonte: O autor (2023)

A figura 37, é uma micrografia obtida da ZTA da amostra com tratamento térmico realizado a 840°C. Tal figura encontra-se com uma magnificação de 5000x e mostra a região da ZTA. Através dessa figura é possível observar que a martensita encontrada no metal base sofreu transformações, sendo visualizada a formação de bainita (círculo verde) que é predominante neste caso, com uma matriz ferrítica (círculo de cor preta) e ainda pequenos pontos de MA em baixa quantidade (círculos azuis).

Figura 37- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 840°C na região da ZTA com magnificação de 5000x

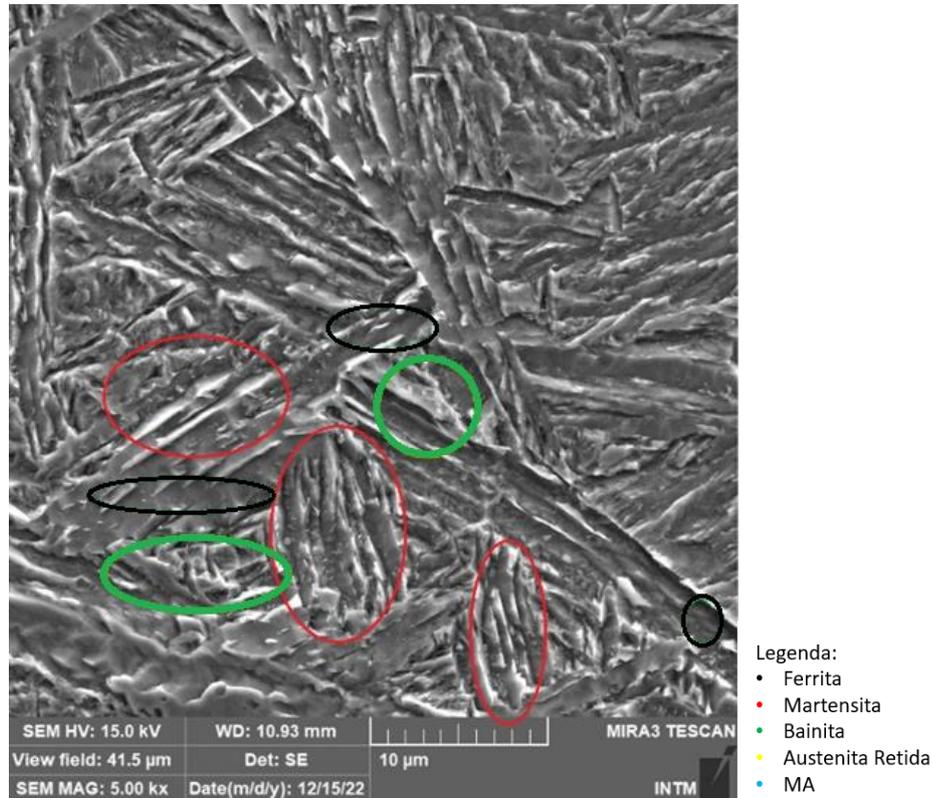


Fonte: O autor (2023)

A Figura 38, mostra uma micrografia da ZF da amostra com tratamento térmico a 840°C, com uma magnificação de 5000x. Através dessa figura é possível observar a formação de diversas ilhas de martensita (círculos vermelhos), algumas ilhas de bainita (círculos verdes), e um fundo de ferrita observado em baixo relevo (círculos pretos).

Quando comparado a microestrutura com os resultados obtidos no ensaio de tração, observa-se que esta condição apresenta uma tendência de melhor comportamento em relação às amostras sem tratamento e soldadas, o que ocorre muito provavelmente devido ao surgimento da martensita na microestrutura.

Figura 38- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 840°C na região da ZF com magnificação de 5000x



Fonte: O autor (2023)

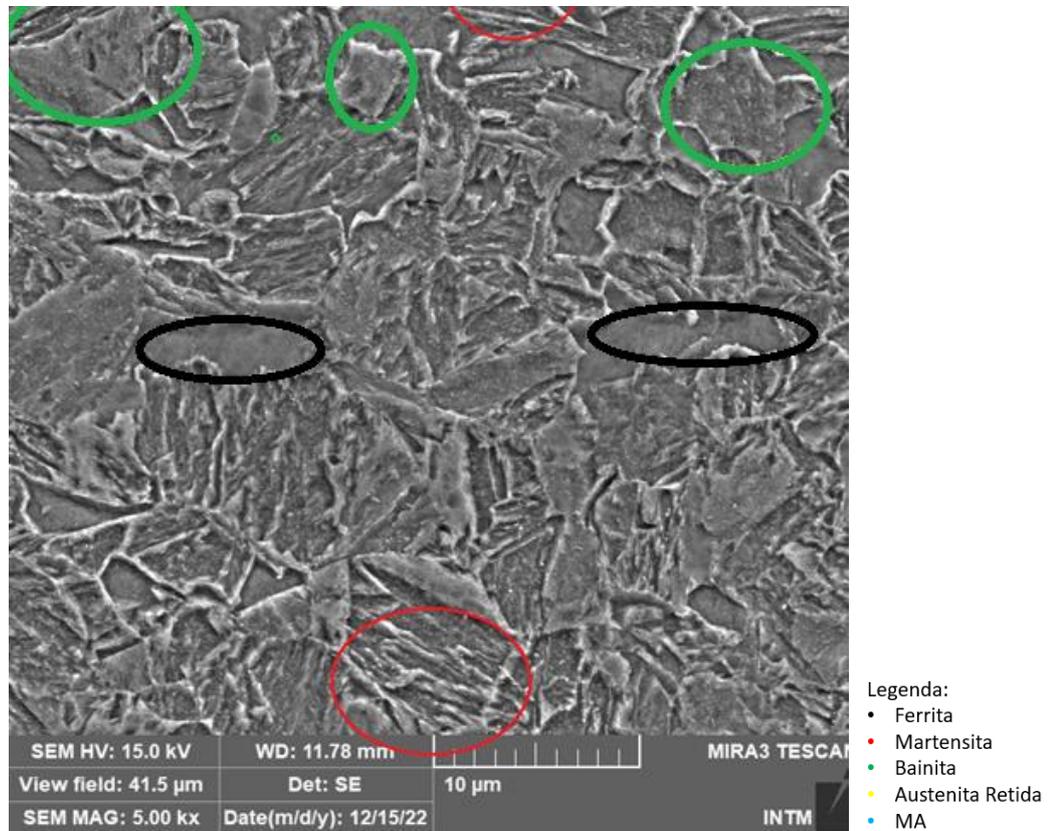
A Figura 39, apresenta uma micrografia do metal base após a condução do tratamento térmico a 860°C. Através dessa figura é possível observar que a estrutura predominante na região é a ferrita (círculos pretos), martensita (círculo vermelho) e bainita que pode ser observada em um revelado mais alto que a ferrita (círculos verdes).

Observa-se que para as chapas tratadas a 860°C, houve um aumento limite de resistência a tração em relação aos casos anteriores, sendo essa crescente de 192 MPa quando comparado as chapas tratadas 840°C. Para a tensão de escoamento esse aumento foi de 323 MPa no mesmo comparativo.

Quando o comparativo é em relação ao alongamento e deformação, nota-se uma redução dos mesmos. Sendo para o alongamento uma diminuição de 0,66% e para a deformação 0,33 mm.

Destaca-se que para o ensaio de tração, tal cenário é o que apresentou melhor comportamento no comparativo com qualquer outro dos estudados neste trabalho.

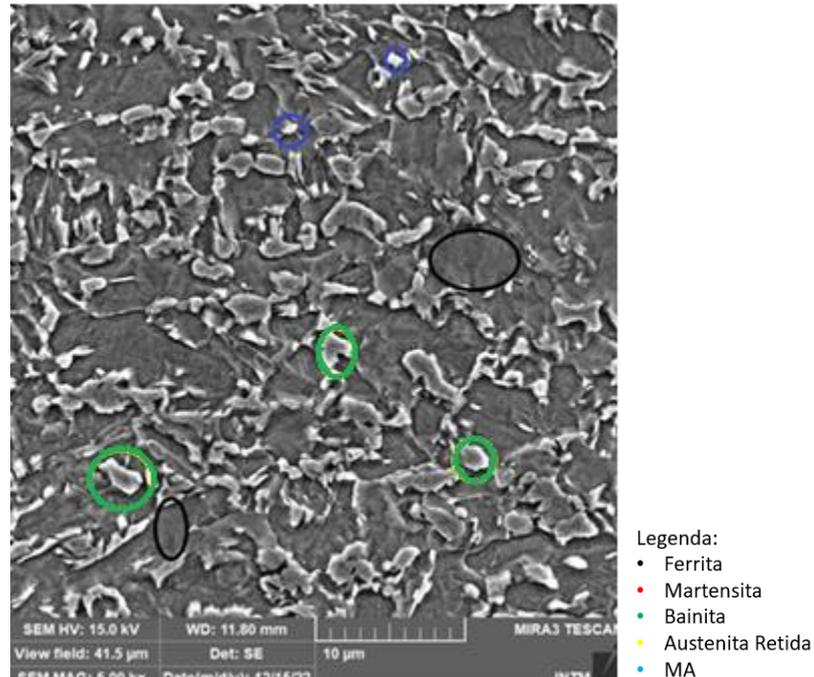
Figura 39- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 860°C na região do metal de base com magnificação de 5000x



Fonte: O autor (2023)

A Figura 40, corresponde a uma micrografia obtida após a realização do tratamento térmico a 860°C, com uma magnificação de 5000x, enfocando especificamente a região da ZTA. Através dessa figura é possível visualizar a formação de bainita (círculo verde), numa matriz ferrítica (círculo de cor preta), havendo ainda pequenos pontos de MA em baixa fração volumétrica (círculos azuis).

Figura 40- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 860°C na região da ZTA com magnificação de 5000x

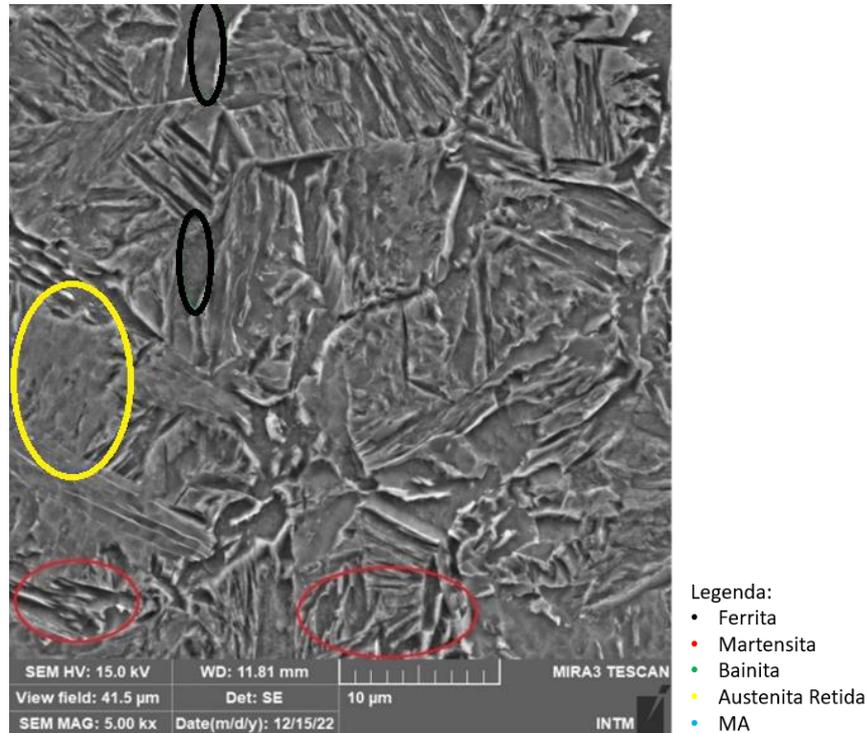


Fonte: O autor (2023)

A Figura 41 é uma micrografia obtida após o tratamento térmico realizado a 860°C. Essa figura foi obtida com uma magnificação de 5000 vezes e destaca a região da ZF (Zona Fundida). Através dessa figura, é possível observar ilhas de austenita retida destacadas por círculos em amarelo. Em alguns pontos como os destacados em preto podemos notar grãos ferríticos, sendo ainda possível destacar pontos de formação de martensita, como destacado no círculo em vermelho.

Os resultados do ensaio de tração discutidos anteriormente mostraram um melhor comportamento para as chapas soldadas e tratadas a 860°C. Ao observar o resultado das micrografias da ZTA e da ZF supõe-se que tal comportamento tenha sido causada pela queda da aparente concentração de martensita aliada ao aumento da concentração de bainita junto da ferrita.

Figura 41- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 860°C na região da ZF com magnificação de 5000x



Fonte: O autor (2023)

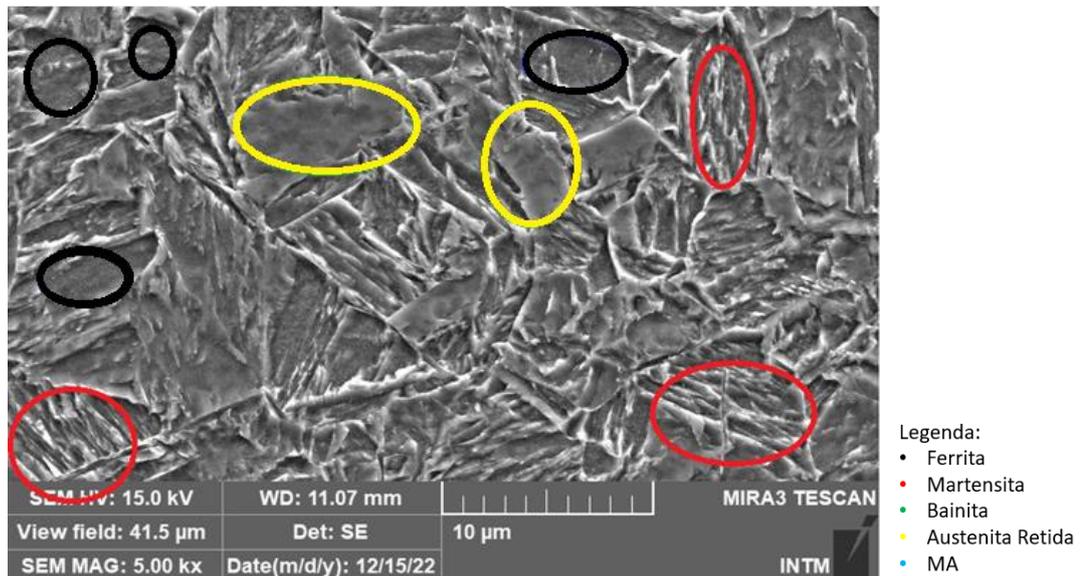
A Figura 42, foi registrada com uma magnificação de 5000x, enfocando especificamente a região correspondente ao metal de base. Através dessa figura é possível observar um misto de 3 microestruturas, a ferrita (círculos pretos), a martensita (círculo vermelho) e a austenita retida (círculos amarelos) numa região de relevo mais alto que a as regiões ferrítica.

Segundo (Barcelos 2019), a bainita tem sido utilizada como o provedor da resistência mecânica, enquanto a ductilidade, na maioria dos casos expostos, continua sendo atribuída à ferrita.

Segundo (Silva 1997), grandes quantidades de austenita retida podem ainda impedir que se atinja a dureza final desejada no aço, porque a austenita pode se transformar num produto mais dúctil (ferrita mais carboneto) ao invés da martensita, durante as subseqüentes operações.

Assim, podemos atribuir a formação desta microestrutura a pequena queda nos valores observada em relação ao tratamento a 880°C para a condição ainda sem soldagem demonstrada na tabela 3 e referente aos metais base.

Figura 42- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C na região do metal de base com magnificação de 5000x

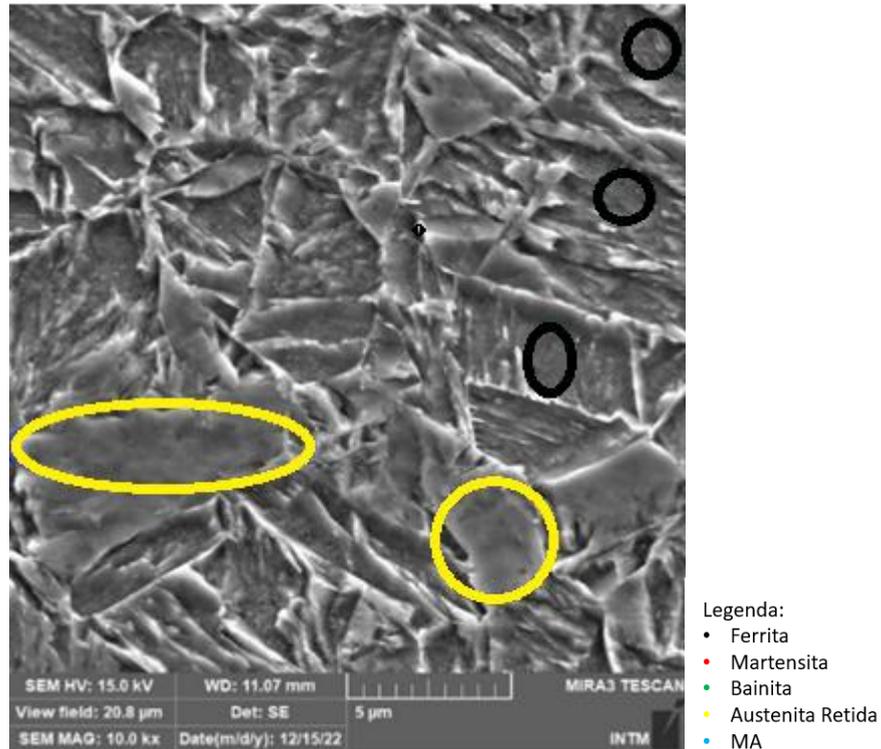


Fonte: O autor (2023)

A diferença de altura no relevo citada anteriormente pode ser melhor visualizada na figura 43, onde temos o mesmo cenário, mas com uma magnificação de 10000 vezes, onde os círculos pretos representam regiões ferríticas e os amarelos regiões de austenita retida.

O comportamento microestrutural da austenita retida é semelhante ao encontrado por (Faria, 2019) em aplicação de tratamento térmico com a mesma temperatura de austenitização. No tocante à bainita, a autora cita que seu teor atinge um máximo com a temperatura de recozimento de 820°C, o que representa um comportamento diferente do encontrado neste trabalho, onde a bainita apareceu no metal base somente a partir de 860°C.

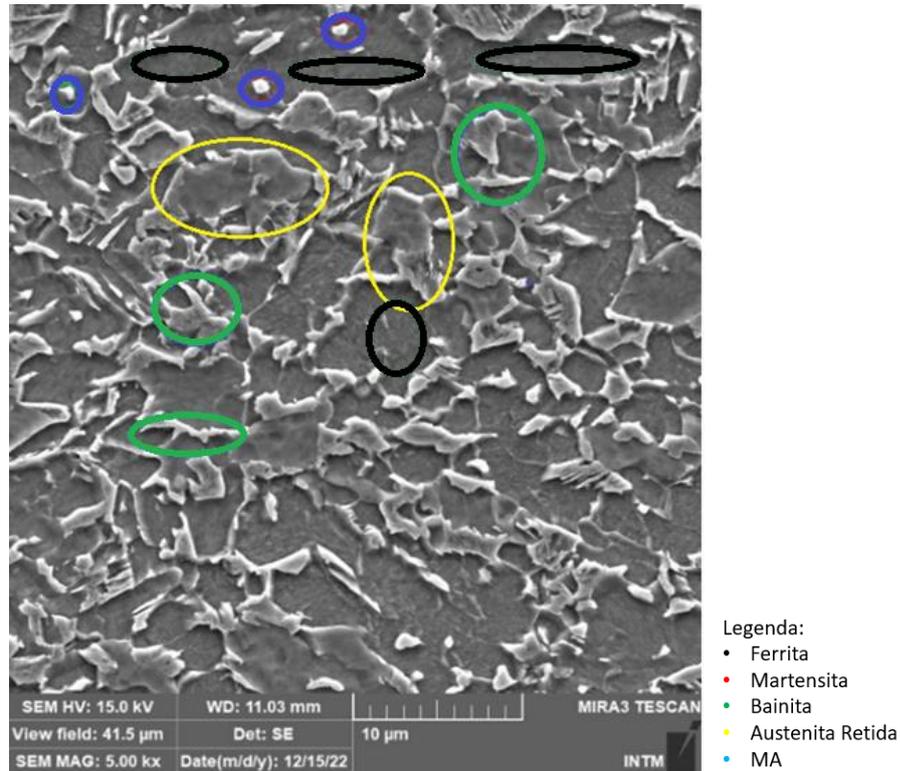
Figura 43- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C na região do metal de base com magnificação de 10000 x



Fonte: O autor (2023)

A figura 44 é uma micrografia obtida a partir da chapa soldada e tratada a 880°C. A microestrutura encontra-se com uma magnificação de 5000x e mostra a região da ZTA. É possível observar a matriz ferrítica mostrada nos círculos pretos, e as ilhas de bainita nos contornos mostrados nos círculos verdes, um pouco de austenita retida (círculos amarelos) e pequenos particulados do constituinte MA observados nos círculos azuis. Tal observação é semelhante à de (Andrade, 2019) observada em aços DP 600 quando submetidos a tratamentos intercríticos.

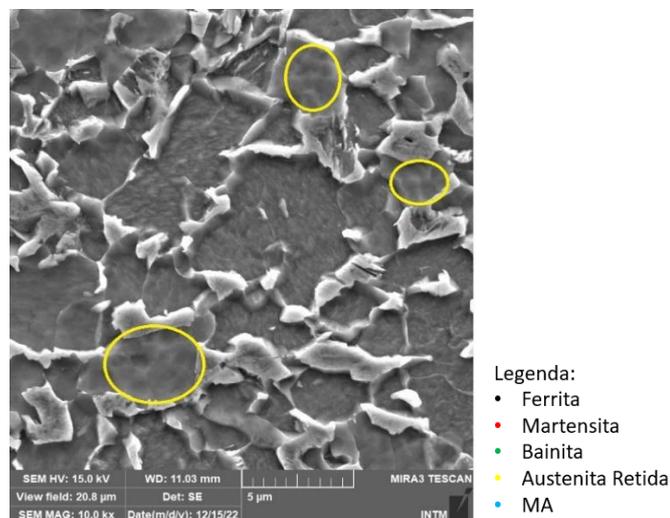
Figura 44- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C na região da ZTA com magnificação de 5000x



Fonte: O autor (2023)

Aumentando a magnificação para 10000x é possível observar a ocorrência de austenita retida, destacada em círculos amarelos conforme a figura 45. Com um maior aumento fica ainda mais evidente a diferença de relevo entre a austenita retida e a ferrita, comentada anteriormente.

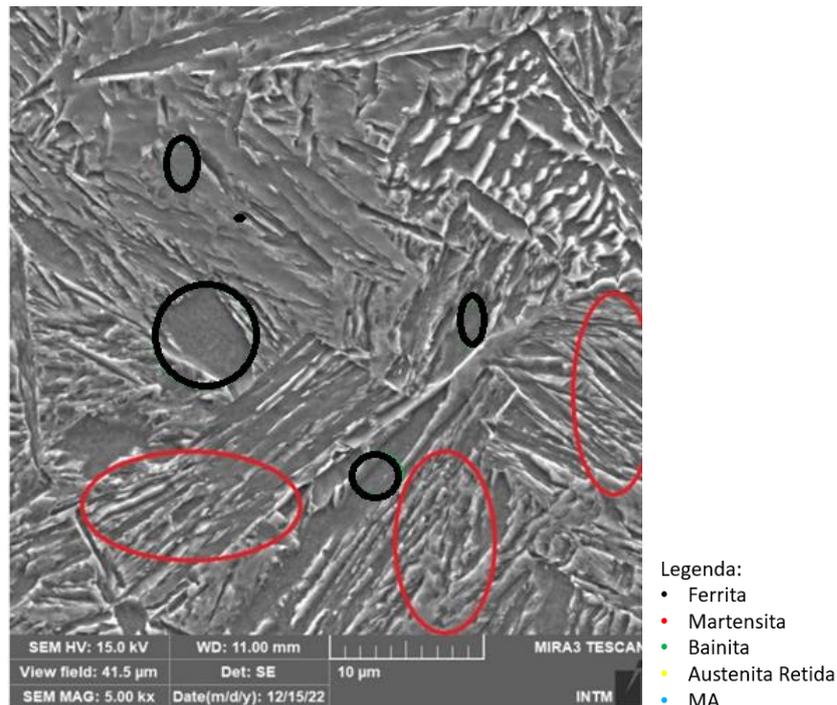
Figura 45- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C na região da ZTA com magnificação de 10000x



Fonte: O autor (2023)

A Figura 46 é uma micrografia obtida após o tratamento térmico realizado a 880°C. Essa figura foi obtida com uma magnificação de 5000 vezes e destaca a região da ZF. Através dessa figura é possível observar predominância de ilhas de martensita destacadas por círculos vermelhos, há também pontos de ferrita destacados em preto

Figura 46- Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C na região da ZF com magnificação de 5000x



Fonte: O autor (2023)

No ensaio de tração para as chapas sem soldas este cenário apresentou uma queda em relação as chapas tratadas a 860°C, sendo o limite de resistência a tração 59,5 MPa menor e a tensão de escoamento 105,3 MPa menor.

Além das reduções já mencionadas, as chapas a 880°C apresentaram também uma menor deformação até a ruptura, sendo o alongamento 0,42% menor e a deformação 0,21 mm menor, demonstrando uma maior fragilidade do material nessa circunstância, com uma ductilidade menor.

A redução do alongamento deve-se muito provavelmente ao aumento na fração de martensita uma vez que segundo (Timokhina *et al.*, 2004), a presença

desta fase contribui para o aumento da resistência mecânica com redução da ductilidade, enquanto uma quantidade substancial de austenita retida, juntamente com a bainita e a ferrita, resulta em valores elevados de alongamento. Resultados semelhantes são encontrados também nos trabalhos de (Ferrer *et al.*, 2003), (Matsumura *et al.*, 1987) e (Magalhães, 2019).

A redução do alongamento deve-se muito provavelmente à fragilização causada pela martensita, uma vez que segundo (Timokhina *et al.*, 2004), a presença da martensita contribui para o aumento da resistência mecânica, enquanto uma quantidade substancial de austenita retida, mantida em alta estabilidade, juntamente com a bainita e a ferrita, resultam em valores elevados de alongamento, tais resultados são encontrados também nos trabalhos de (Ferrer *et al.*, 2003), (Matsumura *et al.*, 1987) e (Magalhães, 2019).

5.7. Microdureza

A figura 47, trata de uma ilustração onde o tamanho das indentações e as distancias entre elas são meramente ilustrativas e visam somente apresentar a ordem delas. O ponto um foi fixado no centro da zona fundida enquanto os pontos subsequentes foram espalhados em direção ao metal base em ambos os lados.

Figura 47- Ilustração de distribuição dos pontos de penetração do ensaio de microdureza.



Fonte: O autor (2023)

A seguir temos os resultados obtidos no ensaio para cada um dos cenários estudados neste trabalho mostrados na tabela 4.

Tabela 4- Valores de dureza Vickers nos 4 cenários estudados para o metal de base

	Sem tratamento	840°C	860°C	880°C
Ponto	Dureza em HV	Dureza em HV	Dureza em HV	Dureza em HV
1	185	352	297	243
2	214	352	323	259
3	189	283	245	250
4	252	327	334	307
5	192	262	252	323
6	297	313	323	316
7	195	252	247	301
8	337	352	294	264
9	188	290	243	320
10	390	301	307	262
11	191	264	250	349

Fonte: O autor (2023)

Conforme é possível visualizar na tabela, o ensaio de microdureza não apresenta uma distribuição lógica entre os resultados visto ser um ensaio que está sujeito a regiões pontuais de maior ou menor dureza causada por vazios ou inclusões. Temos por exemplo o ponto 10 para a peça sem tratamento, onde o valor é completamente discrepante em relação aos outros.

Tal fato explica-se devido a diferença microestrutural entre as diferentes zonas da solda constatada na fase de caracterização do trabalho.

Os resultados obtidos para o aço sem tratamento estão em consonância com os obtidos por (Cáo, 2013) que realizou este mesmo ensaio em corpos de prova retirados de tubos com parede de 2mm e trabalhando com diferentes energias de soldagem.

Assim, decidiu-se gerar a tabela 5 a seguir onde é possível visualizar alguns tratamentos estatísticos destes resultados.

Tabela 5-Tratamento estatístico dos dados de microdureza para o metal de base

	Sem tratamento	840°C	860°C	880°C
Valor médio da dureza	239	304	283	290

Valor máximo	390	352	323	349
Desvio Padrão	± 71	± 37	± 36	± 35

Fonte: O autor (2023)

Observando a tabela 5 nota-se que as amostras tratadas apresentaram uma média de valores significativamente maior que a peça sem tratamento. No entanto, o maior valor de dureza obtido refere-se a um dos pontos para a peça sem tratamento, o que se justifica por uma provável inclusão no material, ainda com tal anomalia, a média dos valores demonstrou a evolução trazida pelos tratamentos térmicos.

Dentre as peças tratadas, a que apresentou maior média foi a tratada a 840°C, o que pode ser explicado pelas ilhas martensíticas encontradas nas metalografias discutidas no tópico anterior. O surgimento da martensita justifica também a proximidade entre os resultados encontrados para todos os tratamentos térmicos que apresentam dureza igual dentro do desvio padrão calculado.

Com o objetivo de evidenciar a discrepância do valor máximo com o restante dos valores encontrados na peça sem tratamento, foi calculado também o desvio padrão, a peça sem tratamento, apresentou alto desvio demonstrando assim, ter um maior distanciamento entre os valores apresentados. Já as peças tratadas, mantiveram entre si a mesma faixa.

5.8. Análise microscópica da fratura

Com o objetivo de analisar as diferenças na fratura do aço DP800, para os diferentes cenários aqui estudados, foram realizadas imagens de microscópio eletrônico de varredura para as regiões fraturadas nos ensaios de tração.

São conhecidos os micromecanismos de fratura alveolar, de clivagem, intergranular e de estrias

Segundo, (Anderson, 1995) toda fratura dúctil ocorre por meio da fratura alveolar. O de clivagem, por sua vez, consome pouca energia, resultando em uma fratura sempre frágil. A presença do intergranular é considerada anormal em metais, indicando possível fragilização durante a fabricação. Já o de estrias é característico em situações de fratura por fadiga.

Conforme indicado pelo (ASM Handbook, 1993), a distinção fundamental entre uma fratura dúctil e uma frágil reside no mecanismo de propagação da trinca. No primeiro caso, a propagação é estável, ocorrendo sob cargas crescentes, no

segundo caso, a instável ocorre quando uma determinada tensão crítica é atingida, sem a necessidade de um aumento adicional de carga para manter o processo de propagação.

A figura 48, mostra a superfície de fratura do aço DP800 para a condição sem tratamento. Diante disso podem ser visualizados vários alvéolos destacados em círculos pretos e característicos de fraturas dúcteis.

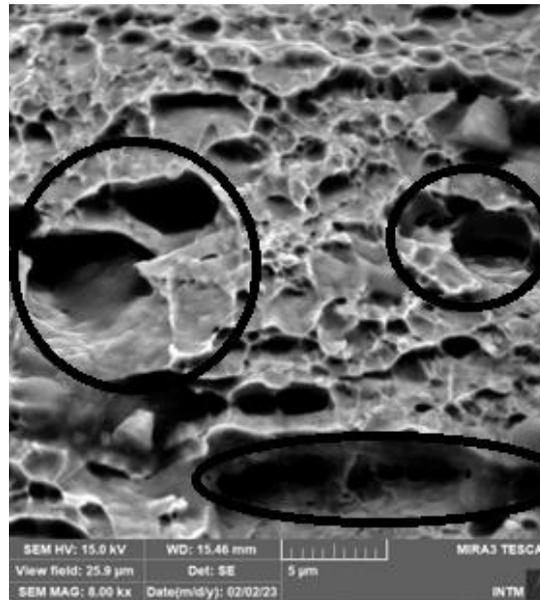
(Kadkhodapour *et al.*, 2011), por meio de ensaios de tração, conduziram uma contribuição significativa para a compreensão do modo de fratura do aço DP800. Interrompendo os ensaios em várias etapas antes da ruptura, eles observaram que algumas fraturas foram originadas nos contornos de grãos ferrita-ferrita e ocorreram nas proximidades de partículas de martensita.

(Huh *et al.*, 2008), conduziram ensaios uniaxiais utilizando aços avançados de alta resistência (DP600, DP800, TRIP600 e TRIP800), variando a taxa de deformação. A conclusão do estudo indicou que, para todos os aços analisados, a fratura manifestou um comportamento dúctil. A distinção observada reside na morfologia dos alvéolos, que, em altas taxas de deformação, eram mais extensos e profundos, impactando negativamente na ductilidade do material.

(Cardoso 2016), avaliou a estampabilidade dos aços AHSS através de ensaios de Curva Limite de Conformação (CLC) em amostras retiradas dos corpos de prova dos aços HSLA340, DP600 e DP800. O aço DP800 apresentou uma superfície de fratura dúctil, com morfologia alveolar, mesmo para corpos de prova de diferentes espessuras, diferindo apenas quanto a morfologia do alvéolo.

Os corpos de prova com largura de 20 mm e 40 mm apresentaram alvéolos arredondados com a superfície da fratura rugosa; os corpos de prova de larguras 130 mm e 140 mm apresentaram uma superfície com aspecto plano com alvéolos alongados com pontos de clivagem. Por fim, os corpos de prova de largura de 180 mm e circular com 220 mm de diâmetro apresentaram alvéolos alongados com superfície de fratura rugosa.

Figura 48- Superfície da fratura do aço DP800 sob tração, sem tratamento com magnificação de 8000x.



Fonte: O autor (2023)

Já na figura 49, 50 e 51 é possível observar a fractografia para a condição da chapa tratada a 840°C. Para tal caso, foi possível visualizar duas regiões de comportamentos diferentes evidenciadas principalmente na figura 49 onde visivelmente nota-se duas regiões de fraturas distintas, uma central e outra mais próxima as margens.

Na primeira região, figura 50, a fratura assemelha-se ao caso anterior, ou seja, de uma fratura dúctil com clara formação de alvéolos. No segundo caso observado na fractografia, temos uma região com aparente formação de planos. Este resultado mostra que o tratamento térmico modificou o modo como o material fraturou, sendo possível observar-se regiões dúcteis como as mostradas na figura 50, e regiões frágeis como na figura 51.

Os resultados obtidos, são condizentes com os ensaios mecânicos realizados anteriormente onde com o tratamento térmico observou-se um aumento tanto da dureza quanto da resistência a tração, o que microscopicamente foi relacionado ao crescimento da quantidade de martensita e início da formação de bainita.

Figura 49 -Região de fratura com magnificação de 125x para chapa tratada a 840°C

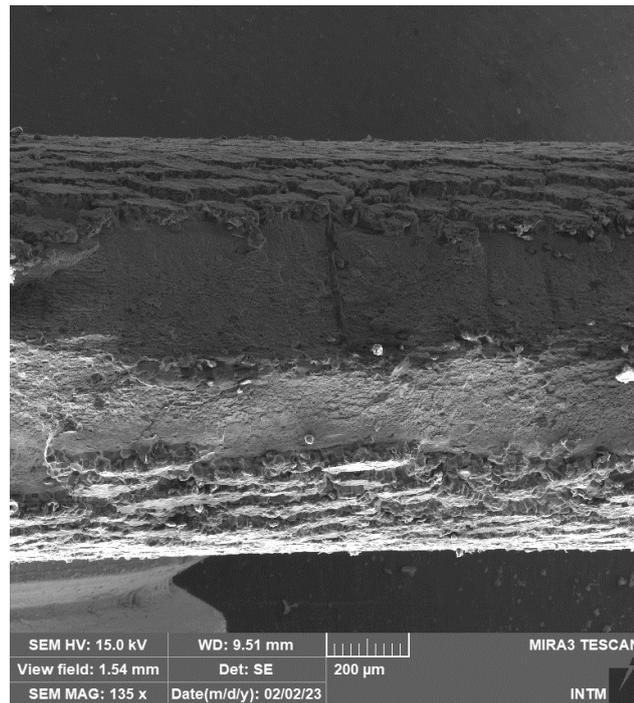
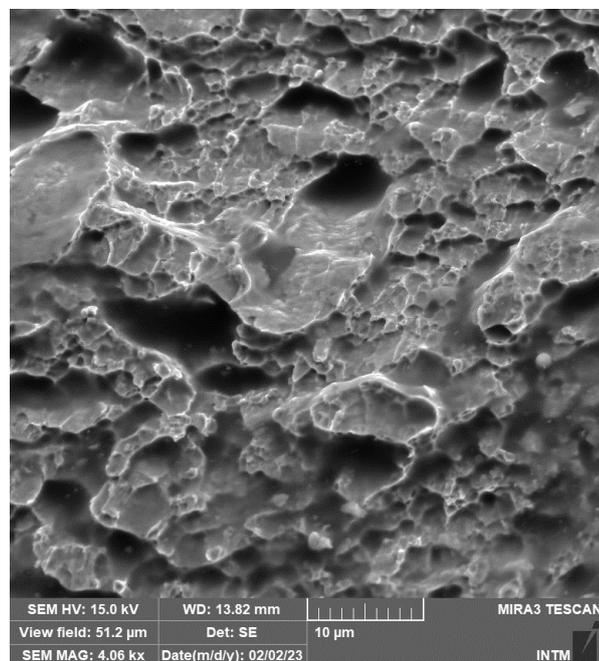
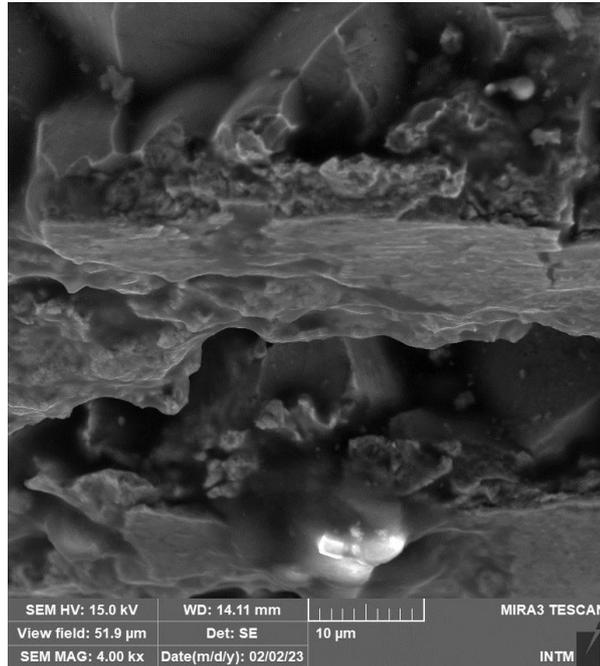


Figura 50- Superfície da fratura dúctil do aço DP800 sob tração, tratada a 840°C, com magnificação de 4000x, fratura dúctil



Fonte: O autor (2023)

Figura 51- Superfície da fratura alveolar (bordas) e cisalhante (centro) do aço DP800 sob tração, tratado a 840°C, com magnificação de 4000x

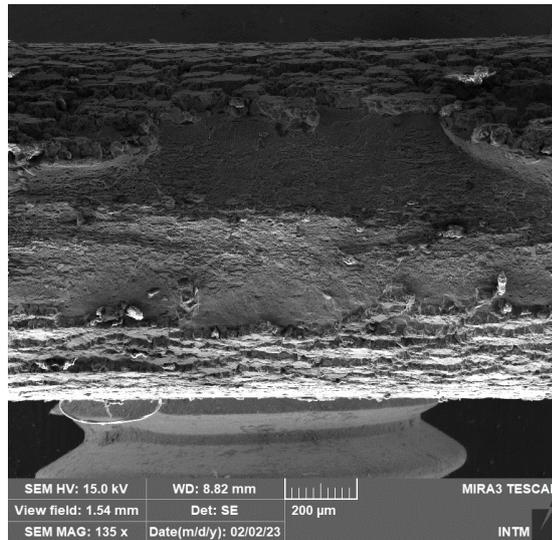


Fonte: O autor (2023)

As figuras 52, 53 e 54 mostram fractografias obtidas para a condição da chapa tratada a 860°C.

Neste cenário observou-se uma situação semelhante à mostrada anteriormente, com duas zonas distintas, como evidenciado na figura 52, onde podemos visualizar toda a zona de fratura e podemos diferenciar duas grandes áreas, um central onde se inicia a fratura aproximada a frágil, e outra mais próxima da borda onde ocorre uma fratura dúctil.

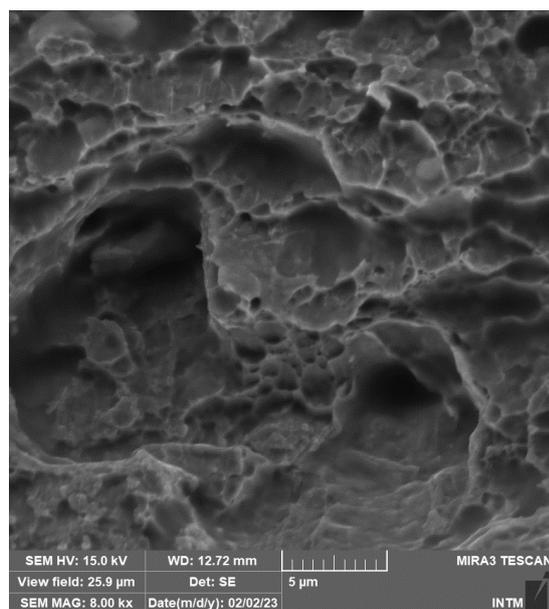
Figura 52- Região de fratura com magnificação de 125x para chapa tratada a 860°C



Fonte: O autor (2023)

Já na figura 53, utilizou-se uma magnificação de (8000x) objetivando a visualização de somente uma das áreas destacadas. A fractografia mostra para esta parte do material uma região de fratura dúctil, com alvéolos aprofundados.

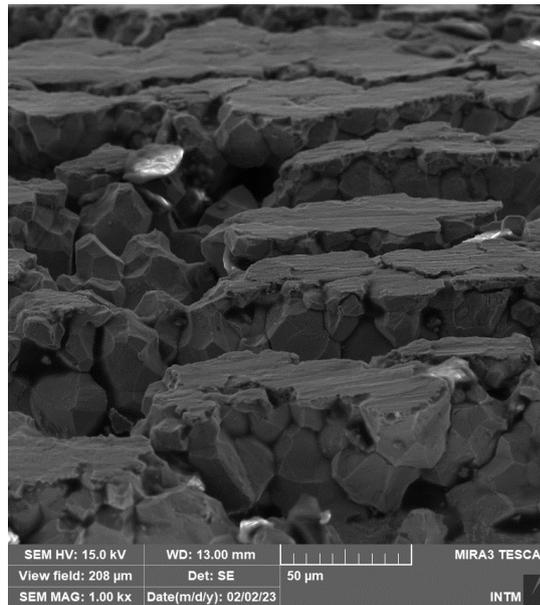
Figura 53- Superfície da fratura do aço DP800 sob tração, tratada a 860°C, com magnificação de 8000x



Fonte: O autor (2023)

A imagem microscópica da fratura, apresentada na figura 54 com uma magnificação de 1000x, revela uma ruptura transgranular, atravessando os grãos em planos que variam sua orientação nos contornos de grão. Tal resultado é perfeitamente justificado nos ensaios de tração pela queda na deformação desta condição de tratamento, indicando assim um comportamento frágil do material.

Figura 54- Superfície da fratura do aço DP800 sob tração, tratada a 860°C, com magnificação de 1000x

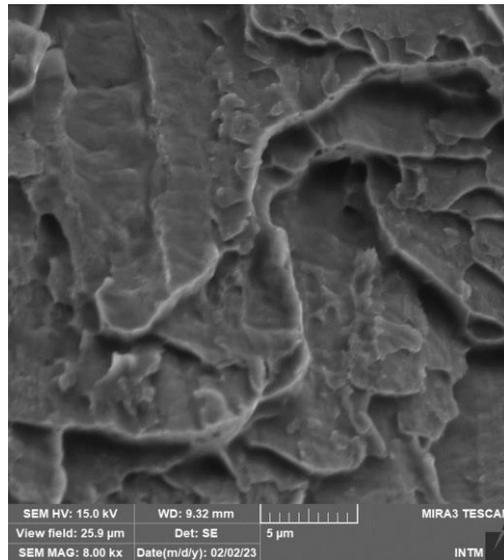


Fonte: O autor (2023)

O estudo foi finalizado com a análise das fraturas relativas as chapas tratadas a 880°C.

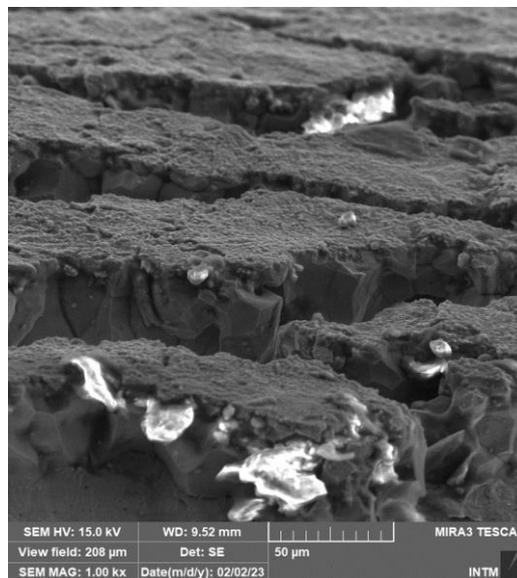
Na figura 56, no entanto, é possível notar a ocorrência de uma região transgranular da fratura bem definida e com uma superfície mais cisalhada que no caso anterior.

Figura 55- Superfície da fratura do aço DP800 sob tração, tratada a 880°C, com magnificação de 8000x



Fonte: O autor (2023)

Figura 56- Superfície da fratura do aço DP800 sob tração, tratada a 880°C, com magnificação de 1000x, fratura frágil



Fonte: O autor (2023)

6. CONCLUSÕES

Foram produzidos três diferentes tratamentos térmicos nas temperaturas 840°C, 860°C, e 880° para modificar as microestruturas em relação a condição “como recebido” do aço DP800 que também foi analisada. As temperaturas dos tratamentos foram obtidas a partir de dilatométrica, tendo como base as transformações durante o resfriamento.

Todas as condições propostas foram analisadas tanto para a chapa como recebida, quanto para a chapa soldada.

O tratamento térmico a 840°C apresentou predominância de ferrita com uma pequena quantidade de martensita e de austenita retida. Após a soldagem, observando-se as ZTA e ZF foi possível observar o surgimento de bainita e do constituinte MA.

Na fractografia, o material tratado a 840°C mostrou uma fratura quase que completamente dúctil, condizente aos resultados obtidos no ensaio de tração que mostrou que, dentre as peças tratadas, este é o cenário com maior ductilidade. Em algumas áreas foram encontradas características de fratura frágil, mas com uma quantidade menor.

Nos ensaios de microdureza realizados, a amostra tratada a 840°C foi a que obteve maior média de dureza.

Já o cenário com peças tratadas a 860°C apresentaram microestrutura ferrítica junto a martensita e bainita. Após soldagem observou-se ainda o surgimento de MA e austenita retida, ambas em baixa concentração, e um aumento da concentração de bainita.

Os resultados para o ensaio de tração neste cenário apresentaram os maiores valores para tensão limite de escoamento e tensão de ruptura. Na fractografia, notou-se uma fratura com comportamento dúctil (região central) e parte cisalhada (próximo a superfície).

No cenário com o material tratado a 880°C, encontrou-se inicialmente ferrita, martensita e austenita retida. Após a soldagem surgiram as microestruturas bainita e MA. Tal resultado apresentou no ensaio de tração e na fractografia bastante semelhança ao cenário anterior.

Os tratamentos térmicos desenvolvidos neste estudo mostraram a grande versatilidade do AHSS estudado, podendo o mesmo ser aplicado em locais onde

necessite-se de grande deformação, até mesmo em locais onde as solicitações dos limites de escoamento e de resistência são mais altos.

O estudo mostrou também que a versatilidade é levada a situações em que o material precise ser soldado, onde mesmo com queda nas propriedades mecânicas, o material demonstrou bom comportamento.

Por fim, considerando que o estudo não está vinculado a uma aplicação específica, não é possível determinar uma sequência térmica ideal, uma vez que a melhor configuração dependerá das demandas e características da aplicação em questão. No entanto, este estudo contribui ao apresentar as condições de variação das propriedades para um mesmo material, fornecendo uma base valiosa para análises futuras e aplicações específicas.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALTAN, Taylan; TEKKAYA, Erman. **Sheet Metal Forming. Fundamentals**. Ohio, ASM International, 2012.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications** – 2 nd Edition, CRC Press, 1995.

ANDRADE CENTENO, D. M. **Estudo das microestruturas e propriedades obtidas por tratamentos intercríticos e por tratamento de estampagem a quente em um aço Dual Phase classe 600**. 2018. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2018. doi:10.11606/T.3.2019.tde-29052019-142354. Acesso em: 2023-11-07

ASTM E 384 – **Standard Test Method for Microhardness of Materials – American Society for Testing and Materials**, Philadelphia, PA, 1989, pp. 385 – 403.

ASTM E8 / E8M-16a, **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA, 20 nov. 2016 .Disponível em: <https://www.astm.org/Standards/E8.htm> Acesso em: 12 jul. 2024.

ASM INTERNATIONAL, 1993, **Metals Handbook**, vol. 12 and 14., 9. ed.

Associação Brasileira de Normas Técnicas (2000) **Aços carbono e ligados para a construção mecânica – Designação e composição química ABNT NBR NM87**, Rio de Janeiro, Brasil.

BARBOSA, Andeson Leonne Santos. **Estudo das transformações de fases no aço DP 800**. 2019. 52 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2019.

BARCELOS, Petrus Barros. **Análise da conformabilidade do aço ferrita-bainita, comparativamente aos aços dual phase e microligado das classes de 600 MPa de limite de resistência**, Dissertação (mestrado profissional) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia. Belo Horizonte, 2019.

BILLUR,; ALTAN, T. **Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part I The first generation**. *Stamping Journal*, novembro/dezembro 2013.

BLECK, W.; PHIYOU-ON, K. **Effects of microalloying in multi phases steels for car body manufacture**. In: HALDAR, A. et al. *Microstructure and texture in steels and other materials*. London: Springer, 2009. cap. 9, p. 145-163.

BORNANCIM, R.M. de A. **Análise numérica de dois métodos de descrição de curva limite de conformação em aços avançados de alta resistência**. 2022. Dissertação de mestrado- Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2022

CALLISTER Jr., W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais**. Rio de Janeiro: LTC Editora, 2006;

CALLISTER Jr., W. D. **Ciência e engenharia de materiais**. Rio de Janeiro: LTC Editora, 2008;

CARDOSO, M, C. **Caracterização experimental e modelagem do comportamento plástico de chapas de aços bifásicos DP600 e DP800**. 2016. 139f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2016.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2005. 599p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.

COSTA, P. et al. **Dilatometric study of continuous cooling transformation of intercritical austenite in cold rolled AHSS-DP steels**. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 19, p. 4360–4370, 1 jul. 2022.

COSTA, L. L. **Avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas de soldas TIG autógenas em fitas de aço inoxidável duplex UNS S32205**. Dissertação (Mestrado) - Engenharia e Ciência dos Materiais do Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2018.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. 3 ed. Columbus: McGraw-Hill, 1981. 800p.

DOCOL. **Docol DP Dual Phase Steels-Data sheet GB8201DOCOL**. [S. l.], 13 fev. 2014. Disponível em: <https://www.yumpu.com/en/document/read/11500113/datasheet-docol-500-dp-ssab>. Acesso em: 12 jul. 2022.

ECHEVERRI, E. A. A.. **Análise numérica e experimental de um aço TRIP submetido aos processos de estampagem a quente e têmpera e partição (Q&P)**. 2016. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

FERREIRA, R.A.S. **Transformação De Fase: Aspectos Científicos E Morfológicos**. Recife: Ed. Universitária UFPE, 2002. 296 págs.

FERRER, M. **Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb**. Tese de doutorado - Curso de Pós-Graduação em

Engenharia Engenharia de Materiais e Metalúrgica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

FERRER, M. H.; HUPALO, M. F. **Aspectos Metalúrgicos Associados ao Processamento Termomecânico dos Aços TRIP de Alta Resistência e Baixa Liga**. 62º Congresso Anual da ABM, Vitória – ES, 2007

FILGUEIRAS, B. A.. **Estudo da difusibilidade e solubilidade do hidrogênio no aço inoxidável bifásico martensítico-ferrítico**. 2019. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2019.

(FOLKHARD, 1988) - FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. SpringerVerlag, 1988.

GORNI, A. A. **Caracterização Topológica da Microestrutura Bifásica**, Revista Escola de Minas, 49:1, pp. 40-44, Janeiro-Março 1995.

GORNI, A. A.; XAVIER, M. D.; CHIVITES, B. D.; CAMPOS JR., M. D. **Desenvolvimento de Aços Microligados com Alta Resistência e Boa Ductilidade**. Congresso Anual da ABM. Anais... Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Vitória, p. 3269-3272, Julho 2007.

GORNI, A. A. **Engenharia Microestrutural das Chapas de Aços de Alta Resistência**. In: Conferência Nacional de Conformação de Chapas, 11., Outubro 2008, Porto Alegre. Anais... Porto Alegre: Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, 2008.

HUH, H., KIM, S.B., SONG, J.H., LIM, J.H., **Dynamic tensile characteristics of TRIP-type and DP-type steel sheets for an auto-body**. International Journal of Mechanical Sciences, 50., 2008, pp. 918-931.

LOIOLA, Estéfano M.; THESING, Leandro A. **Metais usados na indústria automobilística para redução do peso**. 10º SALÃO INTERNACIONAL DE ENSINO, PESQUISA E EXTENSÃO - SIEPE, Bagé, p. 1-6, 6 ago. 2018. Disponível em: https://guri.unipampa.edu.br/uploads/evt/arq_trabalhos/17477/seer_17477.pdf. Acesso em: 05 jun. 2023.

KADKHOPOUR, J., BUTZ, A., ZIAEI-RAD, S., SCHMAUDER, S., 2011, **A micro mechanical study on failure initiation of dual phase steels under tension using single crystal plasticity model**. International Journal of Plasticity, 27., pp. 1103-1125.

KALASHAMIA, A.; KERMANPURA, A.; NAJAFIZADEHA, A.; MAZAHERI, Y., **Correlation of microstructure and strain hardening behavior in the ultrafine-grained Nb-bearing dual phase steels**, Materials Science & Engineering, v.678, 2016, p.215–226.

KEELER, M. KIMCHI, P.J. MCONEY (eds.). **Advanced high-strength steels: Application Guidelines** - Version 6.0, S. WorldAutoSteel. 2017.

LAJARIN, Sérgio Fernando. **Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços de alta resistência.** 2012. 194 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2012.

MAGALHÃES, R. R. **Efeito da temperatura de superenvelhecimento no recozimento contínuo nas propriedades mecânicas do aço TRIP780.** 2019. 133 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas. da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019.

MAGALHÃES, S. A. **Efeito da temperatura intercrítica na microestrutura e no comportamento de aços bifásicos.** 2015. 133 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

MARQUES, Eva SV; PEREIRA, António B.; SILVA, Francisco JG **Avaliação da qualidade de aços bifásicos para soldagem a laser.** *Metais*, v. 12, n. 8, pág. 1253, 2022. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.3390/met12081253>>

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem. Belo Horizonte: Dos autores, 2012.** Disponível em: <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf>>. Acesso em: 24 setembro 2023.

MAZAHARI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. **A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels.** *Materials Science & Engineering A*, v. 619, 2014, p.1-11.b

MODENESI, P.J. (2001) **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis.** SENAI-SP. Coleção

MORAIS, & FARIAS & LACERDA & VILELA. **Metal Mecânica Morfologias básicas das superfícies de fratura A análise de falhas: Parte 2.** *Siderurgia Brasil*. V.15. 18-20. 2014

MOURÃO, M. B. **Introdução à siderurgia.** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2007

MURARI, F. D. **Cinética de envelhecimento de aços dual phase de baixa resistência mecânica laminados a frio.** 2009. 182 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

NANDA, et al. **Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties.** *Journal of Materials: Design and applications*, maio 2016.

O'GRADY, Jason. **The most fuel-efficient cars ever.** *Wired*, São Francisco, 01 maio 2014. Disponível em: <https://www.wired.com/2014/05/most-fuel-efficient-cars-ever/>. Acesso em: 01 agosto 2024.

PALÁCIO, F., (2011) **Estudo do efeito de parâmetros do processo GTAW pulsado na resistência à corrosão intergranular e por pite do aço inoxidável Duplex UNS S32304**, Dissertação de Mestrado, UFES.

PINEDO, C. E. **Tratamentos térmicos superficiais de aços**. São Paulo: Editora Blucher, 2021.

PINTO, M.F. (2017), **Análise da dureza dos constituintes desenvolvidos no tratamento intercrítico de aços dual phase com diferentes temperaturas**. Trabalho de conclusão de Curso – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte-MG, 2017.

POKORNY, A.; POKORNY, J. (2002), ‘**Fractographie. morphologie des cassures**’, **Techniques de l’ingénieur. Matériaux métalliques** (M4121), M4121–1.

RISTOV, Bruno Henrique. **Avaliação da influência de elementos de liga sobre a profundidade e dureza de camadas cementadas em aços de construção mecânica baixa liga**. Graduação-Universidade Federal de Santa Catarina, Blumenau 2021.109 folhas.

RUCHERT, C.O. F. T; **Processos da indústria metalúrgica e siderúrgica**. Notas de aula. Não paginado.

REVISTA REPARAÇÃO AUTOMOTIVA. **Conheça os carros mais econômicos da história**. Disponível e em: www.reparacaoautomotiva.com.br/2021/09/23/conheca-os-carros-mais-economicos-da-historia/. Acesso em 30 de maio de 2022.

SCOTCHMER, N. **Widening the Welding Lobe of Advanced High Strength Steels in the Resistance Spot Welding Process**; Proceedings of The 3rd International Seminar on: Advances in Resistance Welding; W. Zhang & P. Xu (eds.); Berlin, Germany; November 2004.

SENUMA, T. **Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets**. ISIJ International, v. 4, n.6,. 2001.

SILVA, E. A. **Estudo do efeito springback em aços avançados de alta resistência aplicados a indústria automobilística**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Guaratinguetá. 2012. 147 folhas

SILVA, Éverton Fernandes da. **Estudo da influência das sequências termomecânicas nas propriedades mecânicas do aço DP 800**. Tese de mestrado-Universidade Federal de Pernambuco, Recife 2021. 67 folhas.

SILVA, Karla Cybelle Alves de Oliveira. **Estudo de sequências termomecânicas em aços AHSS de primeira geração**. Tese de mestrado-Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2019. 105 folhas.

SILVA, Valdinei Ferreira da. **Influência da austenita retida no crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga em camada cementada de aço SAE 8620**. 1997. 121 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia e Ciências dos Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1997.

- SOARES, Pinto (1992) **Aços Características Tratamentos**, 5ª Ed., Porto: Publindustria.
- SOUZA, S. A. **Composição Química dos Aços**. Ed. Edgard Blucher. p. 27- 83, 2001.
- SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648 p.
- TIGRINHO, L. M. V. **Influência da Lubrificação na Estampagem Via Análise das Deformações Obtidas em uma Chapa de Aço de Alta Estampabilidade**. Curitiba, 2005, 112f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, 2005
- TIGRINHO, L. M. V.; SANTOS, R. A. dos; CHEMIN FILHO, R. A.; MARCONDES, P. V. P. **Experimental Investigation on the Influence of the Lubricant Type in the Punch Stretching of Extra Deep-Drawing Steel**. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 30., issue 4, p. 286-290, 2008
- TIMOKHINA, I. B.; HODGSON, P. D.; PERELOMA, E. V. **Metallurgical and Materials Transactions**, v.35 A (2004)
- VAN VLACK, L. H. **Princípios de ciência e tecnologia dos materiais**. Rio de Janeiro: Editora Campus, 1984;
- WALTER, F. González-Zapatero, Juliana G. Rosado-Carrasco, R.R. Ambriz, D. Jaramillo, **Low cycle fatigue properties assessment and damage influence on DP 500/800 steel sheet**, Journal of Materials Research and Technology, Volume 23, 2023.
- WANG, W.; LI, M.; ZHAO, Y.W.X. **Study on stretch bendability and shear fracture of 800 MPa dual phase steel sheet**. Materials and Design, v. 56, 2014, p. 907-913.
- WANG, W.; WEI, X. **The effect of martensite volume and distribution on shear fracture propagation of 600–1000 MPa dual phase sheet steels in the process of deep drawing**. International Journal Mechanical Science, v.67, 2013.
- WELDING HANDBOOK** – 9th edition, American Welding Society, Miami: American Welding Society.
- WESTIN, E.M., **Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101**, Tese de Doutorado, Royal Institute of Technology, Suécia, 2010
- WOLFF, M. A.. **Soldabilidade dos aços DUAL-PHASE 600 e 800 via processo de soldagem a pontos média frequência corrente contínua (MFDC) e corrente alternada (AC)**. Uberlândia: Dissertação de mestrado- Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.– Universidade Federal de Uberlândia, 2024