

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2018

ERICA XIMENES DIAS

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE UM AÇO
DE FASES COMPLEXAS (CP) APÓS SOLDAGEM A LASER

Tese apresentada à Faculdade
Engenharia do Campus de
Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista, para a obtenção
do título de Doutor em Engenharia
Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá

2018

D541c	Dias, Erica Ximenes Caracterização mecânica e microestrutural de um aço de fases complexas (CP) após soldagem a laser / Erica Ximenes Dias – Guaratinguetá, 2018 99 f. : il. Bibliografia: f. 96 Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2018. Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira 1. Aço de alta resistência. 2. Solda e soldagem. 3. Microestrutura. I. Título CDU 669.14(043)
-------	---

ERICA XIMENES DIAS

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof.ª, Dr.ª, Ana Paula Rosifini Alves Clari
Coordenadora

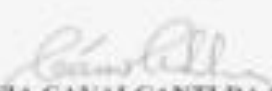
BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / UNESP/EEG


Prof. Dr. MAURO HUGO MATHIAS
UNESP/EEG


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
UNESP/EEG


Prof. Dr. RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA
FATEC/Pindamonhangaba


Dr.ª, CASSIA CAVALCANTI DA SILVA

Fevereiro/2018

DADOS CURRICULARES

ERICA XIMENES DIAS

NASCIMENTO	20.05.1982 – GUARATINGUETÁ/ SP
FILIAÇÃO	Antonio Carlos de Sousa Dias Dione Ximenes Dias
2004/2009	Curso de Graduação – Engenharia Mecânica Faculdade de Engenharia - Universidade Estadual Paulista
2012/2014	Curso de Pós-Graduação – Mestrado Faculdade de Engenharia - Universidade Estadual Paulista

Agradeço a Deus, ao meu namorado Aneirson e a minha família por todo incentivo, apoio, compreensão, por “segurar as minhas mãos” nos momentos de ansiedade e nervosismo, ajudando-me a seguir em frente.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira pelo incentivo, apoio, conselhos, pela amizade, dedicação, paciência, confiança e orientação.

Aos professores membros da banca examinadora para a melhoria deste trabalho.

Aos funcionários do Departamento de Materiais e Tecnologia pelo apoio e pela colaboração.

Ao Departamento de Química pelo fornecimento dos reagentes químicos para realização dos ensaios metalográficos.

Ao Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein pela ajuda em microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Ao Engenheiro Carlos Ushizima pela ajuda e contribuição.

DIAS, E. X. Caracterização mecânica e microestrutural de um aço de fases complexas (CP) após soldagem a laser. 2018. 99f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2018.

RESUMO

O desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência tornou-se fundamental na produção de veículos com peso reduzido, seguros e mais econômicos, dentro do contexto da indústria automobilística. Dentre os aços avançados de alta resistência destacam-se os aços de fases complexas (CP) que são caracterizados por apresentarem alta conformabilidade e alta capacidade de absorção de energia e deformação. Eles são considerados aços multifásicos por apresentarem uma microestrutura complexa formada por ferrita, bainita, martensita e austenita retida e por finos precipitados. O trabalho teve por objetivo fazer uma comparação do aço de fases complexas, mais especificamente o aço CPW-800, com e sem utilização da soldagem a laser, baseado em ensaios mecânicos, tais como de tração; de fadiga axial e de impacto, para analisar as propriedades mecânicas; validar os resultados com uma análise estatística não-paramétrica (teste de Kruskal-Wallis) e realizar um estudo da microestrutura deste material. A partir dos resultados obtidos pode-se concluir se a solda a laser teve uma influência significativa em relação aos ensaios mecânicos realizados. Em relação à superfície fraturada dos ensaios de fadiga axial e impacto, concluiu-se que a mesma possui característica dúctil do material, com a presença de *dimples* ou alvéolos. Na análise da microestrutura do aço de fases complexas, foi observado contornos de grãos mais refinados e homogêneos e também que as fases claras compõem-se de ferrita/austenita retida e fases escuras de martensita/bainita.

PALAVRAS-CHAVE: Aço de fases complexas. Soldagem a laser. Teste não-paramétrico.

DIAS, E. X. Mechanical and microstructural characterization of a steel complex phase (CP) after laser welding. 2018. 99f. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2018.

ABSTRACT

The development of advanced high strength steels has become essential in the production of safe, lightweight and economical vehicles within the context of the automotive industry. Among the advanced high-strength steels, the complex phase steels (CP) are characterized by high formability and high energy absorption and deformation capacity. They are considered multiphase steels because they present a complex microstructure formed by ferrite, bainite, martensite and retained austenite and by fine precipitates. The aim of this work was to compare the steel of complex phases, more specifically CPW-800 steel, with and without the use of laser welding, based on mechanical tests such as traction; of axial and impact fatigue, to analyze the mechanical properties; validate the results with a non-parametric statistical analysis (Kruskal-Wallis test) and perform a study of the microstructure of this material. From the obtained results it is possible to conclude if the laser welding had a significant influence in relation to the mechanical tests performed. In relation to the fractured surface of the axial fatigue and impact tests, it was concluded that it has a ductile characteristic of the material, with the presence of dimples or alveoli. In the analysis of the microstructure of the steel of complex phases, it was observed more refined and homogeneous grain contours and also that the light phases are composed of retained ferrite / austenite and dark martensite / bainite phases.

KEYWORDS: Steel complex phases. Laser welding. Nonparametric test.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Intervalos de propriedade para a terceira geração de aço de alta resistência.....	18
Figura 2- O desafio de projetar um veículo para suportar eventuais acidentes em várias direções.	19
Figura 3- Normas de economia de combustível antecipadas para 2025 para automóveis e caminhões leves.	20
Figura 4- Representações de vários modos de falha do Instituto das Seguradoras para Segurança nas Estradas (IIHS).....	21
Figura 5- Veículo desenvolvido durante o projeto FSV.....	24
Figura 6- Tipos de aços utilizados no projeto <i>Future Steel Vehicle</i>	27
Figura 7- Distribuição da classe de aços da estrutura do corpo do BEV.....	27
Figura 8- Distribuição das classes de aços da estrutura do corpo do PHEV20.	28
Figura 9- Distribuição das classes de aços da estrutura do corpo da FCEV e do PHEV40.	28
Figura 10- Gráfico de resistências à tração x massa da estrutura do corpo do FSV em comparação com o ULSAB e ULSAB- AVC.....	29
Figura 11- Gráfico de tipos de aços x massa em porcentagem do FSV para o ULSAB e ULSAB-AVC.....	30
Figura 12- Efeito da velocidade de soldagem a laser com penetração parcial e completa do aço CP da classe 800 MPa.....	31
Figura 13- Seções transversais dos cordões de solda com diferentes velocidades de soldagem a laser do aço CP da classe 800 MPa (a) 5 m/min – Ar; (b) 7 m/min – Ar; (c) 10 m/min – Ar; (d) 5 m/min – He; (e) 7 m/min – He; (f) 10 m/min – He.....	32
Figura 14- Seções longitudinais do cordão com diferentes condições de soldagem do aço CP da classe 800 MPa (a) 6 m/min – Ar; (b) 4 m/min – He.....	33
Figura 15- Efeito de um gás de proteção (a) ou de energia; (b) na fração de porosidade com a velocidade de soldagem.	34
Figura 16- Distribuição da dureza das junções com uma velocidade de soldagem de 7 m/min.	35
Figura 17- Microestruturas de cada área na zona de soldagem a laser do aço CP da classe 800 MPa com velocidade de soldagem de 7 m/min com He (a) metal de solda; (b) metal de solda/ZTA; (c) ZTA/metal base; (d) metal base.	35
Figura 18- Microestrutura do metal de solda com uma velocidade de soldagem de 4 m/min (a) e (b) de um metal bruto temperada com água.....	36
Figura 19- Resultado do ensaio de tração com a carga aplicada na direção perpendicular ao eixo de solda do aço CP da classe 800 MPa.	37
Figura 20- Propriedades de tração sob uma carga de direção paralela ao eixo de solda do aço CP da classe 800 MPa.....	38
Figura 21- Formas do corpo de prova do aço CP da classe 800 MPa após o ensaio de tração, sob diferentes cargas (a) uma carga na direção perpendicular; (b) uma carga na direção paralela.....	38
Figura 22- Alteração no aspecto de um aço CP da classe 800 MPa durante ensaio de tração e a curva de resistência-alongamento correspondente.....	39
Figura 23- Efeito da potência sobre a propriedade de tensão sob uma carga paralela ao eixo de solda.	40
Figura 24- Microestruturas de superfícies fraturadas do aço CP da classe 800 MPa, obtidas no MEV, com diferentes condições de soldagem: (a), (b) 5 m/min – Ar; (c), (d) 7 m/min – Ar + He.....	41

Figura 25- Efeito do gás de proteção na altura de formação ou na taxa de formação no ensaio de Erichsen do aço CP da classe 800 MPa.	42
Figura 26- Fluxograma da parte experimental.	45
Figura 27- Sequência da soldagem a laser.....	46
Figura 28- Momento da preparação do posicionamento da máquina.....	47
Figura 29- As chapas começando a serem posicionadas para a “captura” das ventosas (esse processo ocorre dos dois lados).	47
Figura 30- Momento em que as chapas passam pelos rolos, para se alinharem, e são ao mesmo tempo monitoradas.....	48
Figura 31- Momento em que as chapas unidas são soldadas por meio do laser junto com sistema de monitoramento.	49
Figura 32- Momento em que as chapas já foram soldadas a laser.	50
Figura 33- Imagem do processo de soldagem.	50
Figura 34- Máquina INSTRON utilizada no ensaio de tração.	52
Figura 35- Dimensões, em mm, dos corpos de prova do aço CPW-800 utilizados no ensaio de tração.....	52
Figura 36- Dimensões, em mm, dos corpos de prova do aço CPW-800 utilizados no ensaio de fadiga.....	54
Figura 37- Dimensões, em mm, dos corpos de prova do aço CPW-800 utilizados no ensaio de impacto.....	55
Figura 38- Imagem do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).	57
Figura 39- Gráfico do limite de resistência à tração (sem/com solda).	60
Figura 40- Gráfico do limite de escoamento (sem/com solda).	61
Figura 41- Gráfico do alongamento (sem/com solda).	62
Figura 42- Gráfico da redução de área (sem/com solda).	63
Figura 43- Curva S-N da tensão em relação ao número de ciclos (sem solda).	67
Figura 44- Curva S-N da tensão em relação ao número de ciclos (com solda).	68
Figura 45- Gráfico da temperatura (-40°C) x Energia Absorvida (sem/com solda).....	71
Figura 46- Gráfico da temperatura (0°C) x Energia Absorvida (sem/com solda).	72
Figura 47- Gráfico da temperatura (21/28°C) x Energia Absorvida (sem/com solda).	73
Figura 48- Gráfico da temperatura (60°C) x Energia Absorvida (sem/com solda).	74
Figura 49- Região inicial da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.....	77
Figura 50- Região final da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.....	78
Figura 51- Região inicial da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.....	79
Figura 52- Região final da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.....	80
Figura 53- Região inicial da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.....	81
Figura 54- Região final da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.....	82
Figura 55- Região central da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.....	83
Figura 56- Região do entalhe (região inicial) da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.	84
Figura 57- Região final da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.....	85
Figura 58- Região do entalhe (região inicial) da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.	86

Figura 59 - Região final da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.....	87
Figura 60- Região do entalhe (região inicial) da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.	88
Figura 61- Região final da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.....	89
Figura 62- Fotomicrografia da amostra soldada a laser na ZF, ZTA e MB.	90
Figura 63- Ataque químico com Nital 3% por 15s, sem a utilização da soldagem a laser, na região do metal base (MB).....	91
Figura 64- Ataque químico com Nital 3% por 15s, com a utilização da soldagem a laser, na região do cordão de solda ou zona fundida (ZF).	92

LISTA DE TABELAS

Tabela 1– Relatório de citações da <i>Web of Science</i> para o período de 1998-2017.	22
Tabela 2- Realização do programa ou projeto FSV.	26
Tabela 3- Média dos valores de resistência à tração dos aços para o FSV em comparação com o ULSAB e ULSAB-AVC.....	30
Tabela 4- Composição química do aço CPW-800.....	46
Tabela 5- Propriedades mecânicas do aço CPW-800 obtidas no ensaio de tração (sem solda).	58
Tabela 6- Propriedades mecânicas do aço CPW-800 obtidas no ensaio de tração (com solda).	59
Tabela 7- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de tração (limite de resistência à tração).....	64
Tabela 8- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de tração (limite de escoamento).	64
Tabela 9- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de tração (alongamento).....	65
Tabela 10- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de tração (redução de área).65	
Tabela 11- Propriedades mecânicas do aço CPW-800 obtidas no ensaio de fadiga axial.....	66
Tabela 12- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de fadiga axial (número de ciclos).....	68
Tabela 13- Propriedades mecânicas do aço CPW-800 obtidas no ensaio de impacto.	70
Tabela 14- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura (-40°C)).	74
Tabela 15- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura (0°C)).	75
Tabela 16- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura (21/28°C)).	75
Tabela 17- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura (60°C)).	76

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i>
BEV	<i>Battery Electric Vehicles</i>
CP	<i>Complex Phase</i>
DP	<i>Dual Phase</i>
F	<i>Ferrite</i>
FCEV	<i>Fuel Cell Electric Vehicles</i>
FSV	<i>Future Steel Vehicle</i>
IIHS	<i>Insurance Institute for Highway Safety</i>
LASER	<i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i>
LEM	Feixe de Laser Longitudinal
M	<i>Martensite</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
MS	<i>Martensitic Steel</i>
NVH	<i>Noise Vibration Hardness</i>
PHEV	<i>Plug-in Hybrid Electric Vehicles</i>
TEAP	<i>Transversely Excited Atmospheric Pressure</i>
TEM	Feixe de Laser Transversal
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
TS	<i>Tensile Strength</i>
TWB	<i>Tailor Welded Blank</i>
TWIP	<i>Twinning Induced Plasticity</i>
ULSAB	<i>Ultra Light Steel Auto Body</i>
ULSAB-AVC	<i>Ultra Light Steel Auto Body-Advanced Vehicle Concepts</i>
YS	<i>Yield Strength</i>
ZTA	Zona Termicamente Afetada pelo Calor

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
Al ₂ O ₃	Óxido de Alumínio
ArF	Fluoreto de Argônio
Ar	Argônio
Cd	Cádmio
CO ₂	Dióxido de Carbono
Cr ³⁺	Cromo
e ⁻	Elétron
He	Hélio
KrF	Fluoreto de Criptônio
Nd ³⁺	Neodímio
Ne	Neônio
N ₂	Nitrogênio
Se	Selênio
Xe	Xenônio
XeBr	Brometo de Xenônio
XeCl	Cloreto de Xenônio
XeF	Fluoreto de Xenônio
Y ₃ Al ₅ O ₁₂	Granada de Ítrio e Alumínio
λ	Comprimento de onda de luz

SUMÁRIO

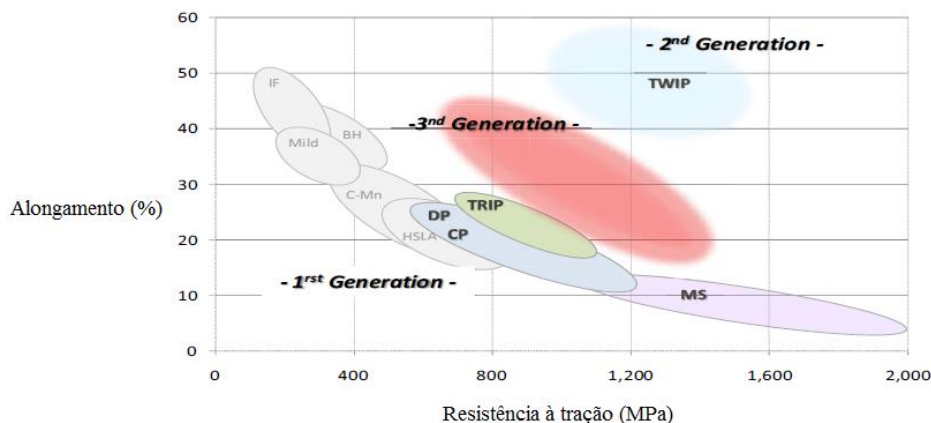
1. INTRODUÇÃO.....	18
1.1 Motivação	21
1.2 Objetivo Geral.....	22
1.3 Objetivos Específicos.....	22
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1 Projeto Future Steel Vehicle (FSV)	23
2.1.1. FSV - Redução de 35% em massa:	25
2.1.2. FSV - Utilização dos aços avançados de alta resistência:	26
2.1.3. FSV – Continuação da evolução dos aços avançados de alta resistência:	28
2.2 Soldagem a laser aplicada a aços avançados de alta resistência	30
2.3 Testes estatísticos não-paramétricos (Teste de Kruskal-Wallis)	42
3. MATERIAL E MÉTODOS	45
3.1. Material:.....	45
3.2. Soldagem a laser do aço CPW-800:.....	46
3.3. Caracterização Mecânica:	51
3.4. Ensaios mecânicos de tração, fadiga axial e impacto no aço CPW-800:.....	51
3.4.1. Ensaio de tração em corpos de prova do aço CPW-800:	52
3.4.2. Ensaio de fadiga axial em corpos de prova do aço CPW-800:	53
3.4.3. Ensaio de impacto em corpos de prova do aço CPW-800:.....	54
3.5. Testes estatísticos de Kruskal-Wallis:	56
3.6. Caracterização Microestrutural por Microscopia Eletrônica de Varredura:	56
3.7. Caracterização Microestrutural por Microscopia Óptica:	57
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	58
4.1. Resultados dos ensaios de tração em corpos de prova (ASTM E 8M) do aço CPW-800, soldados a laser e não soldados:	58
4.2. Resultados dos ensaios de fadiga axial em corpos de prova (ASTM E 466) do aço CPW-800, sem e com a utilização do processo de soldagem a laser:	66

4.3. Resultados dos ensaios de impacto em corpos de prova (ASTM E 23) do aço CPW-800, sem e com a utilização do processo de soldagem a laser:	69
4.4. Resultados das fraturas por fadiga axial da superfície de corpos de prova com a utilização de soldagem a laser obtidas por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV):	76
4.5. Resultados das fraturas por impacto da superfície de corpos de prova com a utilização de soldagem a laser obtidas por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV):	83
4.6. Resultados da caracterização microestrutural do aço CPW-800 com a utilização da soldagem a laser, obtidas por meio do microscópio óptico (MO):.....	89
5. CONCLUSÕES	93
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	95
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	96

1. INTRODUÇÃO

Novos conceitos para aços de alta resistência estão continuando a emergir para criar conceitos metalúrgicos avançados e atualizar a infra-estrutura de equipamentos. Baseia-se este progresso, nas indústrias automotivas e nas siderúrgicas, que nos últimos dez anos, se uniram para promover o desenvolvimento de uma “terceira geração” de aços avançados de alta resistência (AHSS), que preenche a lacuna entre a conformabilidade limitada, “primeira geração” (DP, TRIP e CP), e o custo elevado, “segunda geração” (TWIP), conforme mostrado na Figura 1 (LÜ; BRUHIS; MCDERMID, 2013).

Figura 1- Intervalos de propriedade para a terceira geração de aço de alta resistência.



Fonte: (LÜ; BRUHIS; MCDERMID, 2013).

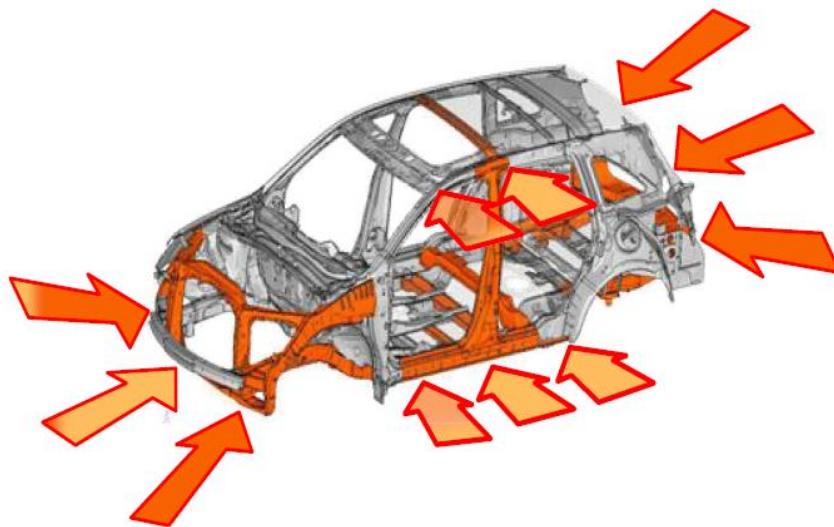
A utilização de aços avançados de alta resistência (AHSS), tais como *Dual Phase*, TRIP e *Complex Phase* tem sido uma tendência dominante de material na construção de veículos. Segundo Dykeman (2013), os veículos mais modernos contém mais de trinta por cento de aços avançados de alta resistência, tais como, os aços *Dual Phase*, TRIP e com microestruturas martensíticas. Esta tendência tem sido impulsionada por desafios crescentes que as montadoras têm enfrentado nas áreas de meio ambiente, segurança e economia de combustível (DYKEMAN, 2013).

O mercado faz pressões regularmente por aços mais leves e que apresentem estruturas com elevados níveis de absorção de energia para que o aumento da utilização desses aços continue crescendo. A indústria automobilística está olhando para a próxima geração de aços para desempenhar um papel importante no seu futuro. Enquanto há uma expectativa de que o aço irá evoluir com maior resistência e ductilidade, há também um esforço renovado em

andamento para explorar alternativas de baixa densidade como alumínio, magnésio e compósitos. É evidente que o aço não será capaz de manter seu papel de liderança na construção do veículo por depender unicamente de suas vantagens tradicionais de eficiência, custo e facilidade de fabricação (DYKEMAN, 2013).

Com o objetivo de incentivar futuras pesquisas de aço, o desempenho de novos alvos para estruturas do corpo do automóvel com foco específico sobre os requisitos de teste como de acidente (*crash test*) impactaram significativamente na seleção de materiais. É mostrado na Figura 2, a possibilidade de choques em um veículo, em várias direções.

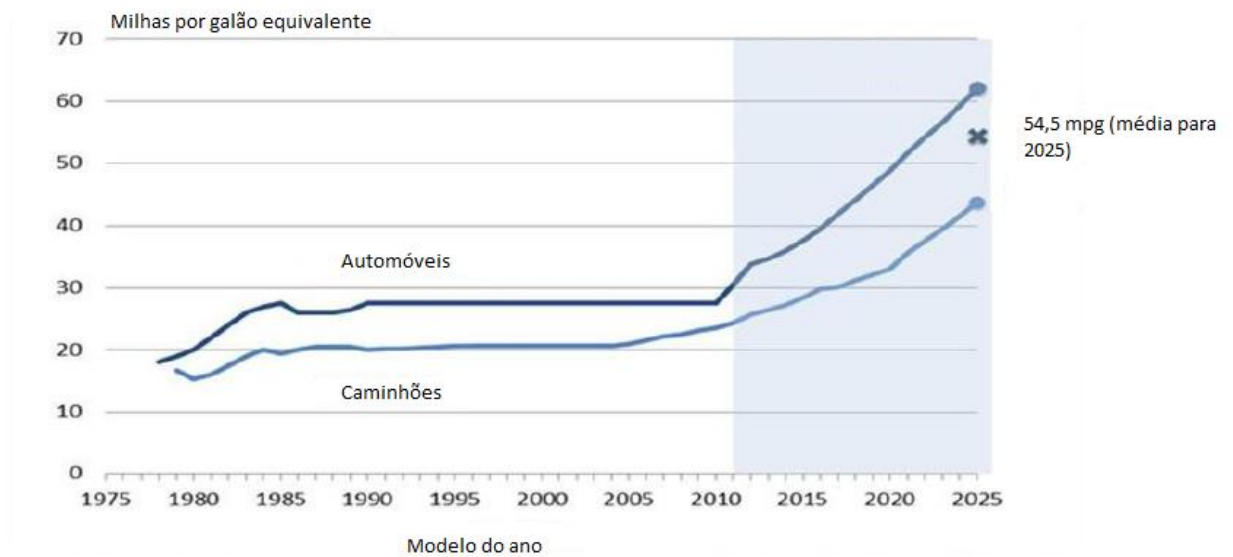
Figura 2- O desafio de projetar um veículo para suportar eventuais acidentes em várias direções.



Fonte: (DYKEMAN, 2013).

Sabe-se que a necessidade de melhorar a economia de combustível tem sido uma importante força motriz para redução de peso e tem empurrado a transição para aços avançados de alta resistência. Segundo Johnson et al. (2013) foram promulgadas regulamentações destinada a melhorar a milhagem e reduzir as emissões de gases poluentes buscando acelerar essa tendência. Na Figura 3 são mostrados os padrões de economia de combustível antecipados para 2025 para automóveis e caminhões leves (JOHNSON et al., 2013).

Figura 3- Normas de economia de combustível antecipadas para 2025 para automóveis e caminhões leves.

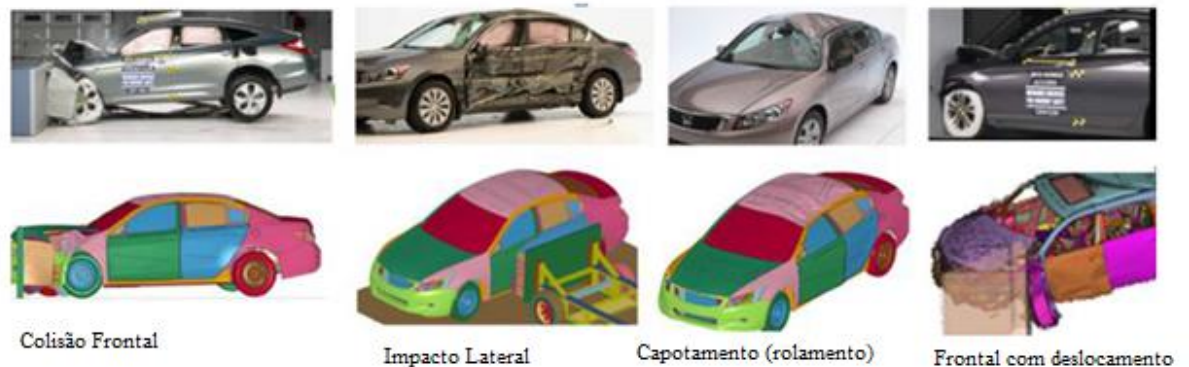


Fonte: (JOHNSON et al., 2013).

Além das normas de economia de combustível, novos requisitos de segurança também tiveram um impacto dramático sobre as tendências de material. No entanto, criar soluções para atender a essas novas exigências é um desafio, tendo em conta, as inúmeras restrições de projeto. As abordagens básicas de aumentar a espessura ou seção do material, que foram usadas no passado, são geralmente evitadas porque estas medidas podem penalizar os esforços para a economia de combustível e as emissões de gases poluentes (BHARGAVA; TEWARI; MISHRA, 2015).

Os aços avançados de alta resistência ajudaram a criar soluções inovadoras para atender aos novos requisitos e ainda alcançar outros alvos críticos como modos de falha, introduzidos a partir do Instituto das Seguradoras para Segurança nas Estradas (IIHS-*Insurance Institute for Highway Safety*) desde 2000, como mostrado na Figura 4. O impacto lateral e testes de capotamento (rolamento) tiveram um efeito especialmente dramático sobre os níveis de força do aço. O modo mais recente do IIHS, o teste frontal com deslocamento, foi introduzido em 2012. Ele é considerado pela indústria como sendo muito desafiador e exigiu abordagens de design exclusivo, complementadas com aços avançados de alta resistência (AHSS) para manter a elevada absorção de energia (BHARGAVA; TEWARI; MISHRA, 2015).

Figura 4- Representações de vários modos de falha do Instituto das Seguradoras para Segurança nas Estradas (IIHS).



Fonte: (BHARGAVA; TEWARI; MISHRA, 2015).

1.1 Motivação

Este trabalho consistiu em se analisar as propriedades mecânicas, a partir dos ensaios de tração; fadiga axial e impacto e caracterizar a superfície fraturada por fadiga axial e impacto e a microestrutura, ou seja, as fases presentes no aço *Complex Phase* (aço de fases complexas) da classe CPW-800, com e sem o processo de soldagem a laser. O processo de soldagem a laser está crescendo no mercado. As principais consumidoras do processo são as indústrias automobilísticas, pois ela é essencial quando se deseja limitar as dimensões da zona termicamente afetada, reduzir a rugosidade da superfície soldada, eliminar efeitos mecânicos ou estabelecer rotinas de automatização. As vantagens de se utilizar soldagem a laser são a alta relação penetração/largura (10:1); alta velocidade de soldagem; baixa condução de calor; alta flexibilidade; cordões com bom acabamento; juntas com excelentes propriedades mecânicas e não requer eletrodos.

Foi feita uma análise bibliométrica na base de dados *Web of Science*, visando evidenciar a lacuna de pesquisa, ou seja, a pesquisa tem relevância científica, conforme mostra a Tabela 1.

Tabela 1– Relatório de citações da *Web of Science* para o período de 1998-2017.

Combinações de Palavras-Chave	Números de publicações	Citações
<i>"Advanced High Strength Steel"</i>	438	3.181
<i>"Complex Phase Steel"</i>	29	113
<i>"Advanced High Strength Steel and Complex Phase Steel"</i>	4	12
<i>"Complex Phase Steel and Mechanical Properties"</i>	13	48
<i>"Non-Parametric Test"</i>	807	10.529
<i>"Laser Welding"</i>	130	875
<i>"CPW800 Steel"</i>	1	0
<i>"Laser Welding" and "CPW800 Steel"</i>	0	0
<i>"Non-Parametric Test and Complex Phase Steel"</i>	0	0
<i>"Non-Parametric Test and Complex Phase Steel and Mechanical Properties"</i>	0	0
<i>"Non-Parametric Test and Complex Phase Steel and Laser Welding"</i>	0	0
<i>"Non-Parametric Test and Complex Phase Steel and Laser Welding and Mechanical Properties"</i>	0	0

Fonte: (*Web of Science*, 2017).

1.2 Objetivo Geral

Avaliar o comportamento mecânico do aço de alta resistência (CPW-800) após o uso de soldagem a laser visando a sua utilização na indústria automobilística.

1.3 Objetivos Específicos

Para atingir o objetivo geral serão percorridos os seguintes objetivos específicos:

- Determinar o limite de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e redução de área, a partir da realização do ensaio de tração.
- Determinar o número de ciclos, a partir da realização do ensaio de fadiga axial.
- Determinar a energia absorvida, a partir da realização do ensaio de impacto.
- Caracterizar o material com relação à superfície fraturada por fadiga axial e impacto e a microestrutura (superfície não fraturada), ou seja, as fases presentes.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Projeto Future Steel Vehicle (FSV)

Com crescentes preocupações com os gases do efeito estufa induzidos pelo homem, os regulamentos de emissões de gases poluentes de veículos até 2020 passaram a ser rigorosos, considerando metas agressivas para os próximos dez anos. As montadoras estão à procura de novos materiais para atender requisitos que, muitas vezes estão em conflito. Por exemplo, a exigência de aplicações estruturais de materiais caracteriza-se pela alta resistência e rigidez, muitas vezes alcançado com maior espessura. Porém, a economia de combustível e as emissões de gases poluentes são impactadas positivamente quando a espessura do componente é reduzida. Projetos de automóveis novos com geometrias complexas são esteticamente agradáveis, mas, é difícil apresentar a estrutura desejada, ainda mais, comprometida pela redução da espessura para atingir metas de redução de massa. As indústrias automotivas continuam desenvolvendo novas grades de aço, definido pela crescente resistência e conformabilidade, reinventando continuamente este material diversificado para atender a demanda. Estes aços avançados de alta resistência (AHSS) caracterizam-se por ter microestruturas originais e boas propriedades metalúrgicas, para atender aos diversos requisitos funcionais dos veículos atuais (FONSTEIN et al., 2013).

Em 2012, o governo dos EUA confirmou o plano para aumentar a economia de combustível médio corporativo para um valor de 54,5 milhas por galão, até o ano de 2025. Esta legislação é representante das exigências sobre a auto indústria para entregar grandes melhorias na eficiência de *powertrain*, bem como, reduções significativas na massa total dos veículos. Parte da demanda por automóveis leves será atendida com materiais de baixa densidade como ligas de alumínio, polímeros e materiais compósitos, no entanto, a chapa de aço continuará a ser uma parte essencial para a estrutura do corpo do automóvel, com isso, manterá a segurança e atenderá novas metas de economia de combustível. A utilização da mais recente geração de aços avançados de alta resistência (AHSS) será um elemento chave para atender essas novas metas de economia de combustível e segurança (FONSTEIN et al., 2013).

Em 1994, um consórcio de 35 produtores de aço desenvolveu o projeto ULSAB (*Ultra Light Steel Auto Body*). Este projeto teve como objetivo projetar um automóvel leve, visando uma maior segurança e conforto. Em 1998, esses conceitos foram validados, ou seja, o projeto ULSAB mostrou um veículo leve, estruturalmente sólido, seguro e com preços acessíveis. Um dos maiores contribuintes para o sucesso do projeto ULSAB foram os aços avançados de alta resistência (AHSS) (HECTOR; KRUPITZER; SACHDEV, 2000).

O uso de *powertrains* (motor-transmissão) avançados vai levar a um maior enfoque na redução de peso dos automóveis e, portanto, na seleção de materiais. É focado na utilização de aços avançados de alta resistência combinados com motorizações elétricas, buscando uma redução no peso dos veículos e nas emissões de poluentes, como também uma maior segurança para os ocupantes sem comprometer os seus custos. É mostrado na Figura 5, um veículo desenvolvido no programa *Future Steel Vehicle* (FONSTEIN et al., 2013).

Figura 5- Veículo desenvolvido durante o projeto FSV.



Fonte: (FONSTEIN et al., 2013).

Os principais objetivos do programa FSV são (BELANGER et al., 2013):

- Identificar *powertrains* avançados e seu impacto sobre a arquitetura do veículo;
- Investigar a capacidade dos aços, para atender as necessidades estruturais de *powertrains* avançados;
- Investigar a redução de peso dos veículos utilizando-se os aços avançados de alta resistência (AHSS); processos avançados de fabricação e o uso da otimização estrutural assistido por computador.

A grande meta do FSV é satisfazer critérios de desempenho do período 2015-2020 ao atingir uma redução de 35% em massa (BELANGER et al., 2013).

As 17 siderúrgicas que fizeram parte deste consórcio mundial são as seguintes: Anshan Iron and Steel Group Corporation; Arcelor Mittal; Baoshan Iron & Steel Co. Ltd.; China Steel Corporation; Hyundai Steel Company; JFE Steel Corporation; Kobe Steel Ltd.; Nippon Steel Corporation; Nucor Corporation; Posco; SeverStal; Sumitomo Metal Industries Ltd.; Tata Steel & Corus; ThyssenKrupp Stahl AG; Usiminas; United States Steel Corporation e Voestalpine Stahl GmbH (BELANGER et al., 2013).

O projeto FSV consistiu de duas fases:

Fase 1: Estudo de engenharia (2008-Julho de 2009).

Fase 2: Conceito de design (Agosto de 2009-2010).

O conteúdo da fase 1 foi uma identificação e uma avaliação abrangente de *powertrains* avançados e a futura tecnologia automotiva aplicável à produção de veículos para o ano de 2020 (BELANGER et al., 2013).

A fase 2 produziu conceitos de projeto detalhado de um (BELANGER et al., 2013):

- Veículo elétrico à bateria (BEV): acionado por um motor elétrico cuja energia é suprida por uma ou mais energias instaladas. Essas baterias são periodicamente recarregadas a partir da rede elétrica.
- Veículo elétrico híbrido plug-in (PHEV): possui um motor de combustão interna, geralmente à gasolina e um motor elétrico, cuja bateria utilizada para alimentar o motor elétrico pode ser recarregada diretamente por meio de uma tomada.
- Células de combustível de veículos elétricos (FCEV): a energia elétrica é gerada por meio de processos eletroquímicos em que a energia do gás hidrogênio é transformada diretamente em eletricidade.

2.1.1. FSV - Redução de 35% em massa:

A estrutura do corpo do veículo elétrico a bateria (BEV) alcançou uma economia de massa de 102 Kg (35%) em comparação com a estrutura do corpo do veículo comum, conforme mostrado na Tabela 2 (BRANAGAN et al., 2013):

Tabela 2- Realização do programa ou projeto FSV.

Estrutura do corpo	FSV - BEV
Massa de referência	290
Massa pretendida	190
Massa alcançada	187,7

Fonte: (BRANAGAN et al., 2013) .

A estrutura do corpo do veículo comum é o mesmo ponto de referência usado para o ULSAB-AVC. A redução em massa foi realizada com o uso de aços avançados de alta resistência. Qualquer aumento de custo, que pode ser associado com o uso de graus mais elevados de aço, incluindo em geral os custos de fabricação e montagem da estrutura de corpo FSV, é equilibrado pela redução de peso alcançada. Além disso, a estrutura do corpo do FSV também atende todas as metas estruturais para a resistência ao choque, NVH (Noise Vibration Hardness) e durabilidade; sem comprometer o desempenho da estrutura do corpo (BRANAGAN et al., 2013).

2.1.2. FSV - Utilização dos aços avançados de alta resistência:

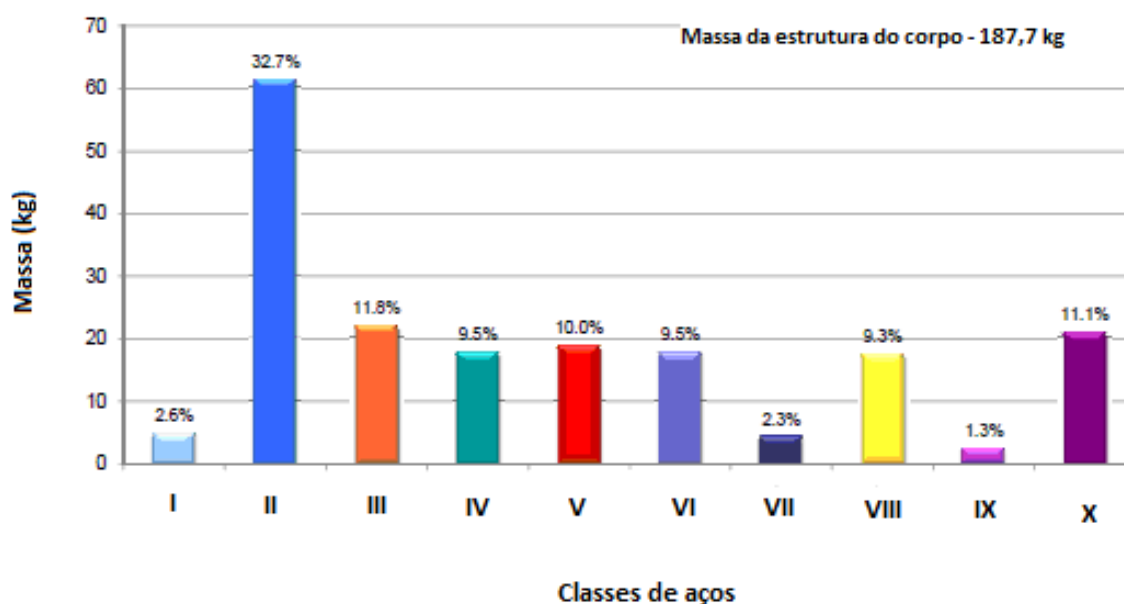
Os materiais da estrutura do corpo do projeto FSV selecionados foram escolhidos para alcançar as metas de desempenho e massa. A estrutura do corpo do projeto FSV demonstrou os melhores atributos do aço por uma ótima utilização dos aços avançados de alta resistência. Os materiais incluíam alguns tipos de aços atualmente disponíveis. Estes tipos de aços utilizados no projeto *Future Steel Vehicle* são mostrados na Figura 6 (o esquema de cores das peças mostradas representa a codificação de cores do material). O projeto FSV utiliza mais de 97% de aços de alta resistência da estrutura do corpo para melhorar o desempenho estrutural e reduzir a massa. Na Figura 7 é mostrada a distribuição da classe de aços da estrutura do corpo do veículo elétrico a bateria (BEV) (CHENG et al., 2013).

Figura 6- Tipos de aços utilizados no projeto *Future Steel Vehicle*.

Aços: Classes metalúrgicas correspondentes	Códigos de cores
I - Aços de baixa resistência	
II - Aços de alta resistência e baixa liga	
III - DP 500, 600	
IV - DP 800	
V - DP 1000	
VI - TRIP	
VII - TWIP	
VIII - Aços de fases complexas (CP)	
IX - Aços Martensíticos (MS)	
X - Aços por conformação a quente	

Fonte: (CHENG et al., 2013).

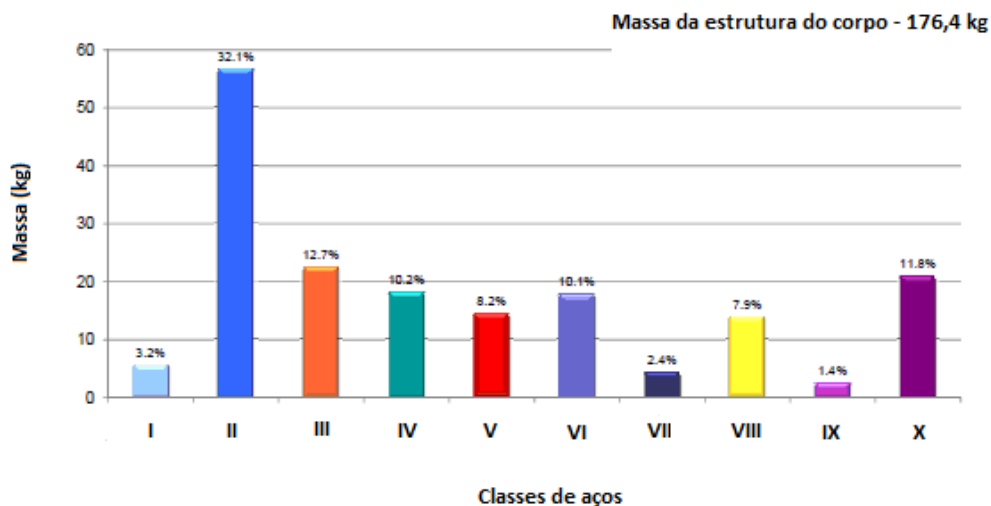
Figura 7- Distribuição da classe de aços da estrutura do corpo do BEV.



Fonte: (CHENG et al., 2013).

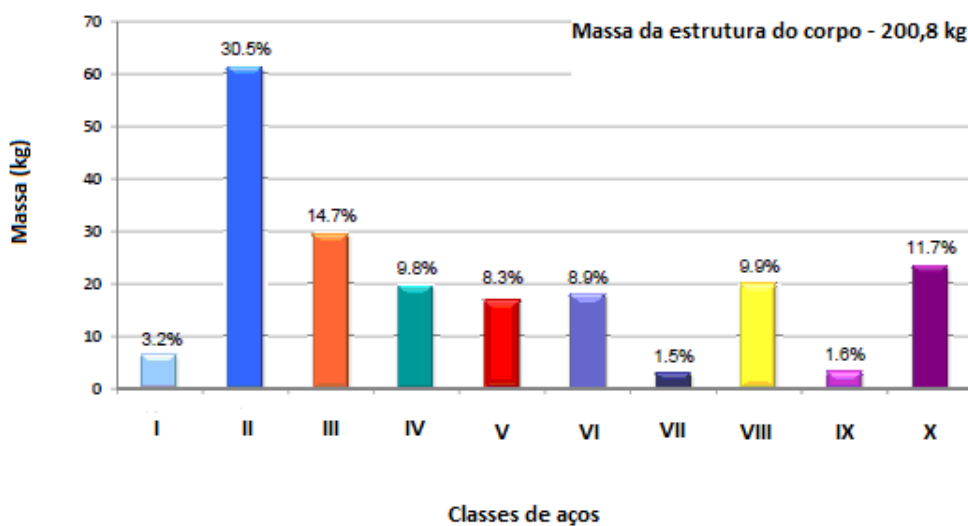
Na Figura 8 é mostrada a distribuição da classe de aços da estrutura do corpo do veículo elétrico híbrido plug-in (PHEV20) e na Figura 9 é mostrada a distribuição da classe de aços da estrutura do corpo da célula de combustível de veículo elétrico (FCEV) e do veículo elétrico híbrido plug-in (PHEV40) (CHENG et al., 2013).

Figura 8- Distribuição das classes de aços da estrutura do corpo do PHEV20.



Fonte: (CHENG et al., 2013).

Figura 9- Distribuição das classes de aços da estrutura do corpo da FCEV e do PHEV40.



Fonte: (CHENG et al., 2013).

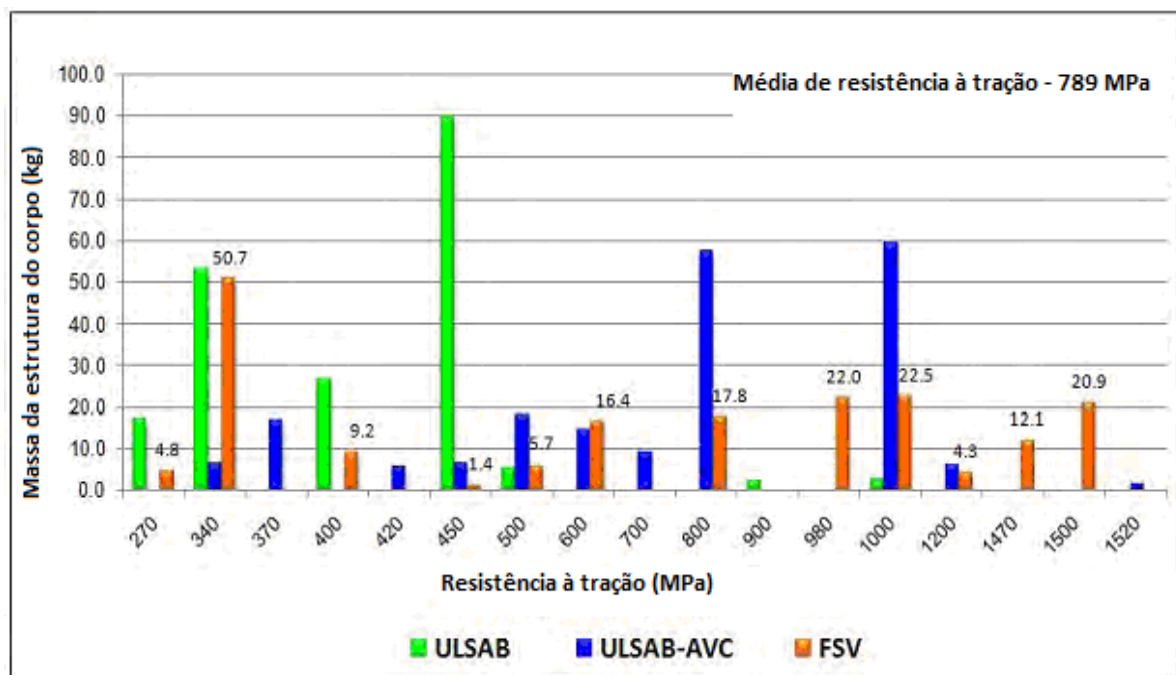
2.1.3. FSV – Continuação da evolução dos aços avançados de alta resistência:

Produtores de aço estiveram sempre na vanguarda dos esforços para responder aos desafios das montadoras ao redor do mundo: reduzir o peso das estruturas do corpo do veículo, mantendo seu desempenho e os custos. As vantagens do aço para combater este

desafio já foram demonstradas no projeto ULSAB e ULSAB-AVC. No entanto, metas de redução de peso estão se tornando mais difíceis de cumprir, mantendo as características de desempenho do veículo com cada vez mais normas de segurança (BÄRWALD et al., 2013).

O FSV demonstrou a evolução contínua de aços de alta resistência para atender as crescentes exigências de desempenho e maior meta de redução de massa, conforme mostrado na Figura 10. O FSV usa uma espessura média de 0,98 mm e uma resistência à tração de 789 MPa em comparação com uma espessura média de 1,16 mm e uma resistência à tração de 413 MPa para o ULSAB e uma espessura média de 1,00 mm e uma resistência à tração de 758 MPa para o ULSAB-AVC, conforme mostrado na Tabela 3 (BÄRWALD et al., 2013).

Figura 10- Gráfico de resistências à tração x massa da estrutura do corpo do FSV em comparação com o ULSAB e ULSAB- AVC.



Fonte: (BÄRWALD et al., 2013).

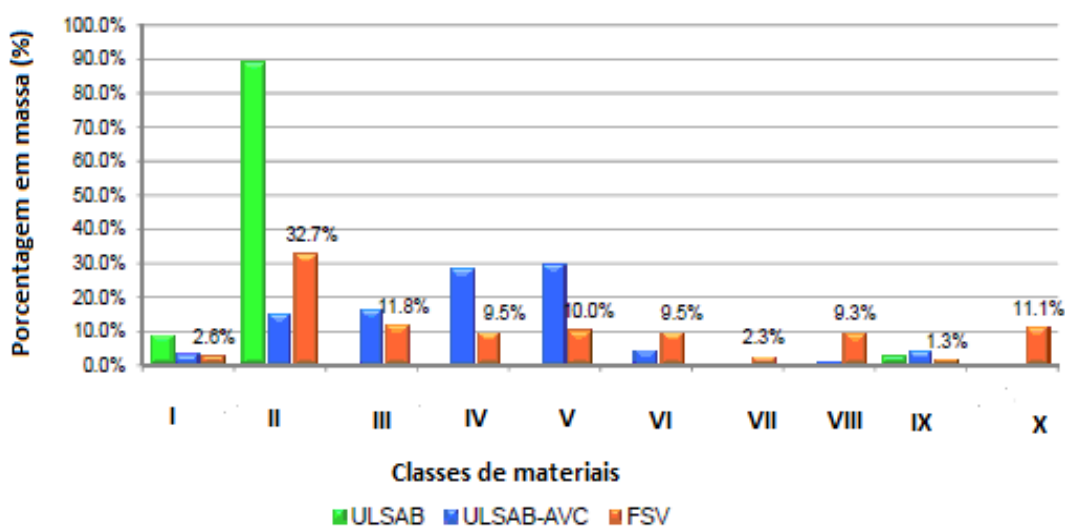
Tabela 3- Média dos valores de resistência à tração dos aços para o FSV em comparação com o ULSAB e ULSAB-AVC.

Veículo	Resistência à tração (MPa)	Espessura média do material
ULSAB	413	1.16
ULSAB-AVC	758	1.00
FSV - BEV	789	0.98

Fonte: (BÄRWALD et al., 2013).

O FSV demonstrou os avanços na tecnologia do aço desde a conclusão do ULSAB e ULSAB-AVC, conforme mostrado na Figura 11 (BÄRWALD et al., 2013).

Figura 11- Gráfico de tipos de aços x massa em porcentagem do FSV para o ULSAB e ULSAB-AVC.



Fonte: (BÄRWALD et al., 2013).

2.2 Soldagem a laser aplicada a aços avançados de alta resistência

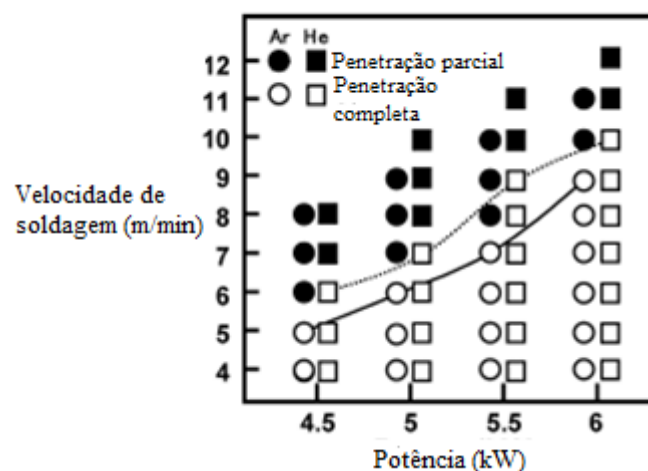
Um assunto importante na indústria automotiva deve ser o de satisfazer o desejo do consumidor, e, ao mesmo tempo, reduzir o peso do veículo. Assim, um material que apresente ao mesmo tempo alta resistência e alta maleabilidade, é exigido. Para satisfazer às

necessidades, foi realizado um estudo com o aço CP com um alongamento relativamente elevado em conjunto com alta resistência (CORREARD; MIRANDA; LIMA, 2015).

A soldagem a laser é a técnica de aplicação de laser usando energia de alta densidade como uma fonte de calor. Tem as vantagens de possuir elevada velocidade de soldagem e baixo aporte térmico em comparação com outros métodos de soldagem, por isto, causam uma diminuição na deformação e uma largura estreita do cordão e ZTA (zona termicamente afetada pelo calor). Estas características tornam possível soldar partes complexas, que seriam de difícil soldagem por outros métodos. Assim, a importância da soldagem a laser tem se espalhado amplamente. A partir de um estudo em aço CP da classe 800 MPa soldado a laser de CO₂, pode-se analisar os defeitos de porosidade, microestrutura, propriedades mecânicas e conformabilidade. Esta pesquisa se desenvolve em função do gás de proteção utilizado que pode ser Argônio e/ou Hélio, e da velocidade de soldagem (HAN et al., 2005).

Na Figura 12 é mostrado o efeito da velocidade e da potência de soldagem a laser com penetração parcial e completa para o aço CP da classe 800 MPa, de acordo com a condição de soldagem. A velocidade aumentou com o aumento da potência em ambos os tipos de soldagem. Porém, a velocidade de soldagem com a mesma potência para atingir penetração total, utilizando o gás Hélio (He) como proteção foi maior do que o gás Argônio (Ar) (CORREARD; MIRANDA; LIMA, 2015).

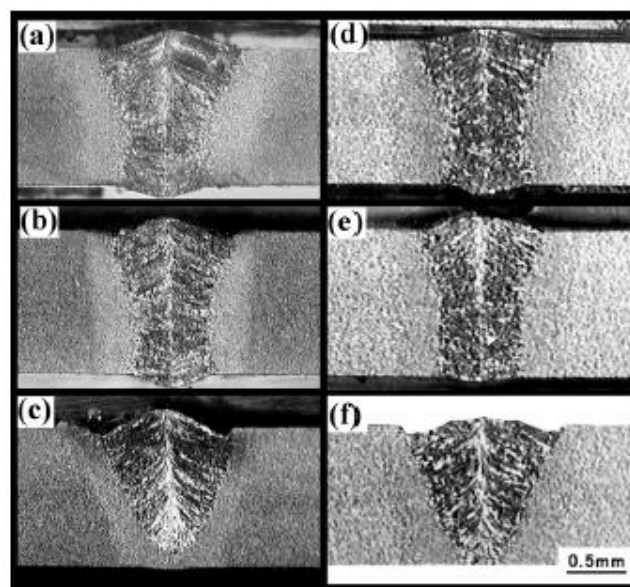
Figura 12- Efeito da velocidade de soldagem a laser com penetração parcial e completa do aço CP da classe 800 MPa.



Fonte: (CORREARD; MIRANDA; LIMA, 2015).

Na Figura 13 é mostrado seções transversais representativas de junções com He ou Ar como gás de proteção com menos de 6 kW do aço CP da classe 800 MPa. O cordão de solda tem a forma de um “copo de vinho” com maior largura da parte superior e a largura menor da parte de baixo como o tipo “Y” em baixa velocidade de soldagem. A largura média do cordão de solda diminuiu com o aumento da velocidade de soldagem a laser, na gama das velocidades de soldagem em que a penetração completa ocorreu. Mas, a forma do cordão é alterado para o tipo “V”, nas velocidades de soldagem a laser com penetração parciais (RUSINEK; KLEPACZKO, 2009).

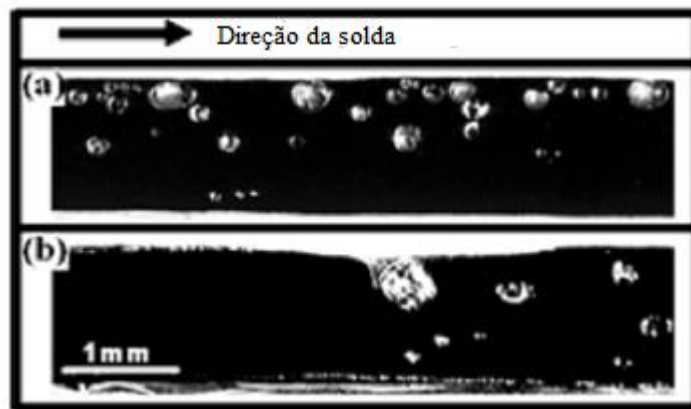
Figura 13- Seções transversais dos cordões de solda com diferentes velocidades de soldagem a laser do aço CP da classe 800 MPa (a) 5 m/min – Ar; (b) 7 m/min – Ar; (c) 10 m/min – Ar; (d) 5 m/min – He; (e) 7 m/min – He; (f) 10 m/min – He.



Fonte: (RUSINEK; KLEPACZKO, 2009).

Na Figura 14 são mostradas as seções longitudinais do cordão do aço CP da classe 800 MPa contendo defeitos de porosidades. A porosidade tem uma forma globular onde o diâmetro é de 250 μm . O cordão de solda apresenta grandes bolhas que estão localizadas principalmente na parte superior. A fração da porosidade do cordão produzido com Ar é maior do que a do cordão produzido com He (BIAN; MOHRBACHER, 2013).

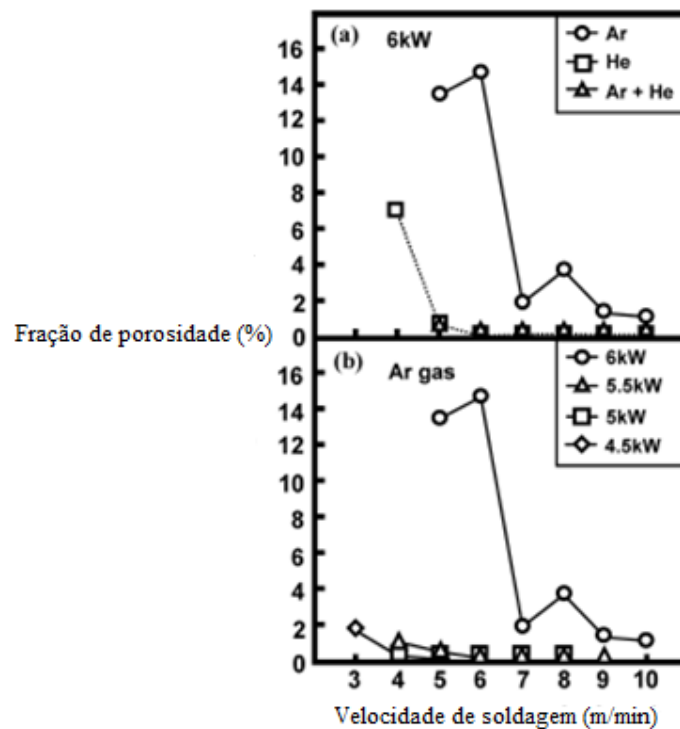
Figura 14- Seções longitudinais do cordão com diferentes condições de soldagem do aço CP da classe 800 MPa (a) 6 m/min – Ar; (b) 4 m/min – He.



Fonte: (BIAN; MOHRBACHER, 2013).

O efeito de um gás de proteção (a) ou de energia; (b) na fração porosidade é mostrado na Figura 15. Em (a), o valor máximo obtido a uma velocidade de soldagem de 6 m/min com Ar foi de 14,5% e diminuiu com o aumento da velocidade de soldagem, mas manteve-se a 1% a uma velocidade de soldagem de 10 m/min. Também no caso da fração de porosidade do He tinha uma tendência semelhante. A fração porosidade alcançou o valor máximo, a uma velocidade de soldagem de 4 m/min e diminuiu para 0%, durante uma velocidade de soldagem de 6 m/min. No processo de fábrica real para reduzir o custo de produção, Ar é preferido como um gás de proteção, em vez de He. Assim como a segunda melhor política, o gás misto obtido pela adição de 50% He no Ar, Ar + He foi julgado como um gás de proteção. No caso de Ar + He que é um gás misto, obteve-se a tendência semelhante com o gás He. Enquanto que na Figura 15(b), a fração de porosidade é diminuída para abaixo de 2%. E este resultado indica que a potência menor é importante para tornar o *keyhole* estável, o que resulta na diminuição da fração de porosidade (CAI et al., 2016).

Figura 15- Efeito de um gás de proteção (a) ou de energia; (b) na fração de porosidade com a velocidade de soldagem.

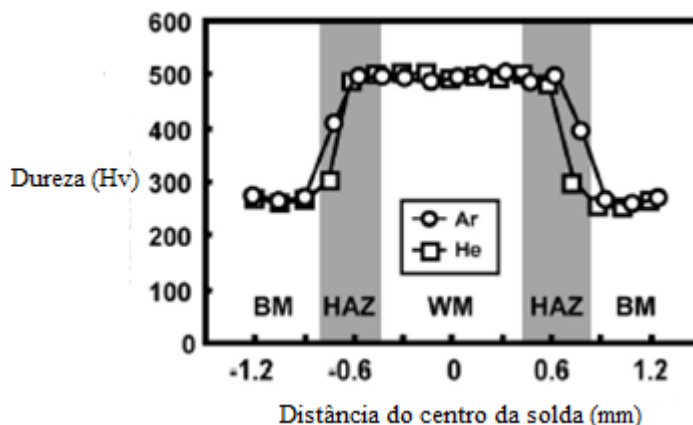


Fonte: (CAI et al., 2016).

Tem sido relatado que o fluxo de metal fundido é diferente de acordo com a velocidade de soldagem. Em um metal de baixa velocidade de soldagem fundido move-se a uma longa distância ao longo da parede solidificada, neste momento a porosidade é formada na parte inferior do *keyhole* e se move com o fluxo do metal fundido. Assim, a porosidade é fácil de ser presa durante a solidificação, o que resulta no aumento da fração de porosidade. A pressão de evaporação exterior impede o gás de entrar, causando a difícil formação de porosidade e finalmente, induzindo a diminuição da fração de porosidade (CAI et al., 2016).

Na Figura 16 é mostrada a distribuição da dureza das junções com uma velocidade de soldagem de 7 m/min. As medidas foram feitas em intervalos de 150 μm ao longo da linha virtual de 300 μm sob a parte superior do cordão. A dureza atingiu valor máximo não só no metal de solda, mas também na zona termicamente afetada (ZTA). Na ZTA diminuiu aproximando do material de base ao longo da linha (TSUBOI et al., 2013).

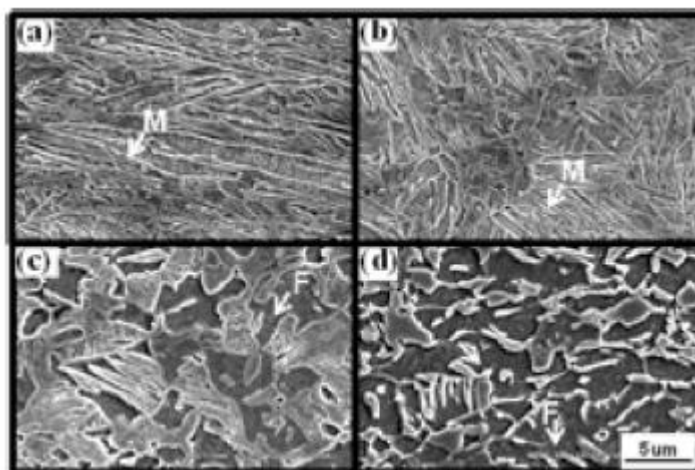
Figura 16- Distribuição da dureza das junções com uma velocidade de soldagem de 7 m/min.



Fonte: (TSUBOI et al., 2013).

As microestruturas de cada área na zona de soldagem a laser feita pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV) do aço CP da classe 800 MPa estão apresentadas na Figura 17. As fases martensita e ferrita são marcadas com "M" e "F", respectivamente. O metal de solda e a ZTA (perto do metal de solda) continham apenas martensita. Com relação ao metal de base, a zona termicamente afetada (ZTA), perto do metal de base, consistiu de ferrita e martensita. Este fato indica que a estrutura de martensita completa permite que o metal de solda e a ZTA, próximo do metal de solda, tem a máxima dureza, e a diminuição na dureza da ZTA, perto do metal base, contém ferrita com um valor de dureza baixa (CHEN et al., 2013).

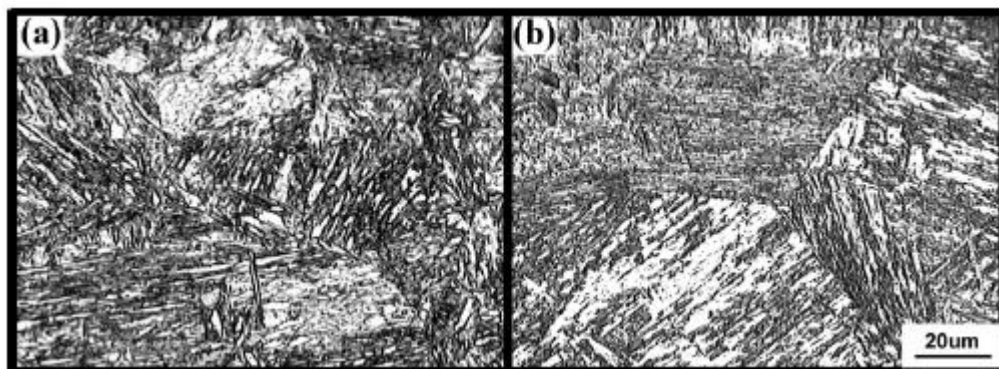
Figura 17- Microestruturas de cada área na zona de soldagem a laser do aço CP da classe 800 MPa com velocidade de soldagem de 7 m/min com He (a) metal de solda; (b) metal de solda/ZTA; (c) ZTA/metal base; (d) metal base.



Fonte: (CHEN et al., 2013).

Na Figura 18 é mostrada a microestrutura do metal de solda do aço CP da classe 800 MPa, com uma velocidade de soldagem a laser de 4 m/min com He. Toda a região apresentou a formação de martensita (estrutura mais refinada) (CHEN et al., 2013).

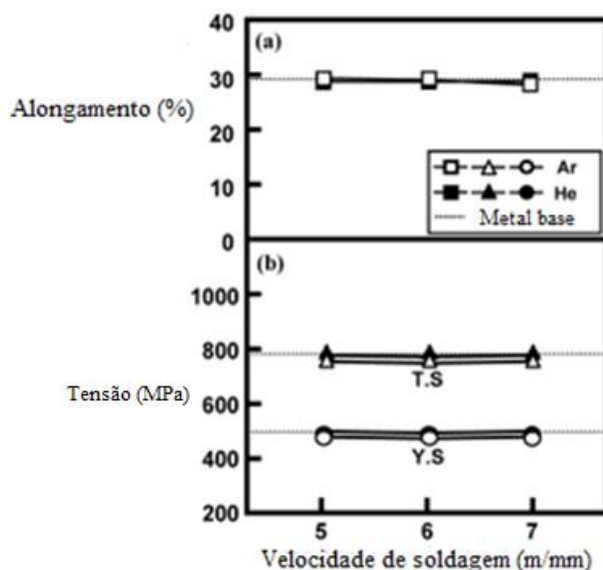
Figura 18- Microestrutura do metal de solda com uma velocidade de soldagem de 4 m/min (a) e (b) de um metal bruto temperada com água.



Fonte: (CHEN et al., 2013).

Na Figura 19 (a e b) é mostrado o resultado do ensaio de tração com uma carga de direção perpendicular a um eixo de solda do aço CP da classe 800 MPa. O limite de escoamento (YS), resistência à tração (TS) e o alongamento são quase iguais aos do metal base em todas as condições de soldagem. Observa-se que a fratura, não ocorreu na zona de soldagem, mas no metal base (SUGIMOTO; KOBAYASHI; PHAM, 2013).

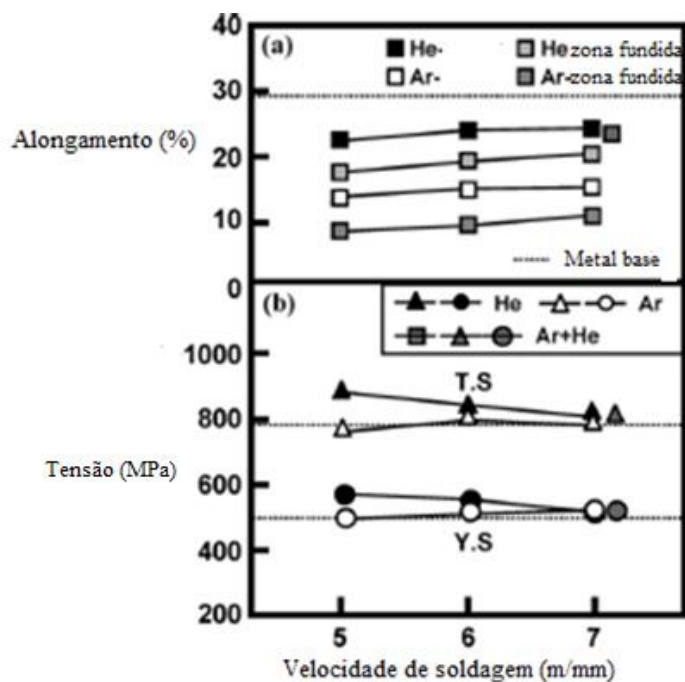
Figura 19- Resultado do ensaio de tração com a carga aplicada na direção perpendicular ao eixo de solda do aço CP da classe 800 MPa.



Fonte: (SUGIMOTO; KOBAYASHI; PHAM, 2013).

As propriedades de tração sob uma carga de direção paralela ao eixo de solda são mostradas na Figura 20. No caso do gás Ar, o alongamento era inferior ao do metal base e aumenta com o aumento da velocidade de soldagem. Mas YS e TS foram praticamente iguais às do metal base e variou ligeiramente com o aumento da velocidade de soldagem. Na Figura 22 (a e b), as imagens de ambas as partes superior e inferior são do tipo taça. Isto indica que o alongamento do cordão é diferente daquele do conjunto e, como resultado, é necessário medir os seus prolongamentos separadamente. O alongamento do cordão foi menor do que a do conjunto. No caso do He, TS e YS foram maiores que as do metal puro e diminuiu com o aumento da velocidade de soldagem. O alongamento teve a mesma tendência com Ar, mas o valor foi maior que a do conjunto produzido com Ar. No caso de Ar + He, o valor foi inferior ao das junções produzidas com He (MUKHERJEE et al., 2013).

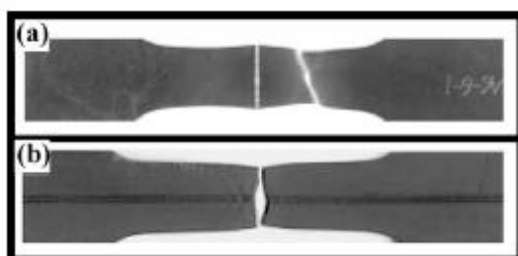
Figura 20- Propriedades de tração sob uma carga de direção paralela ao eixo de solda do aço CP da classe 800 MPa.



Fonte: (MUKHERJEE et al., 2013).

Na Figura 21 são mostradas as formas do corpo de prova do aço CP da classe 800 MPa após o ensaio de tração, sob diferentes cargas. O corpo de prova com uma carga perpendicular do ensaio de tração (a) foi dividida em 45 graus que é ao longo do plano de corte máximo do metal base. No entanto, o tanto de peças superior e inferior do corpo de prova fraturado sob uma carga paralela ao eixo de solda foram do tipo “copo” (b). Portanto, a ruptura iniciou-se no centro da solda (MUJICA et al., 2010).

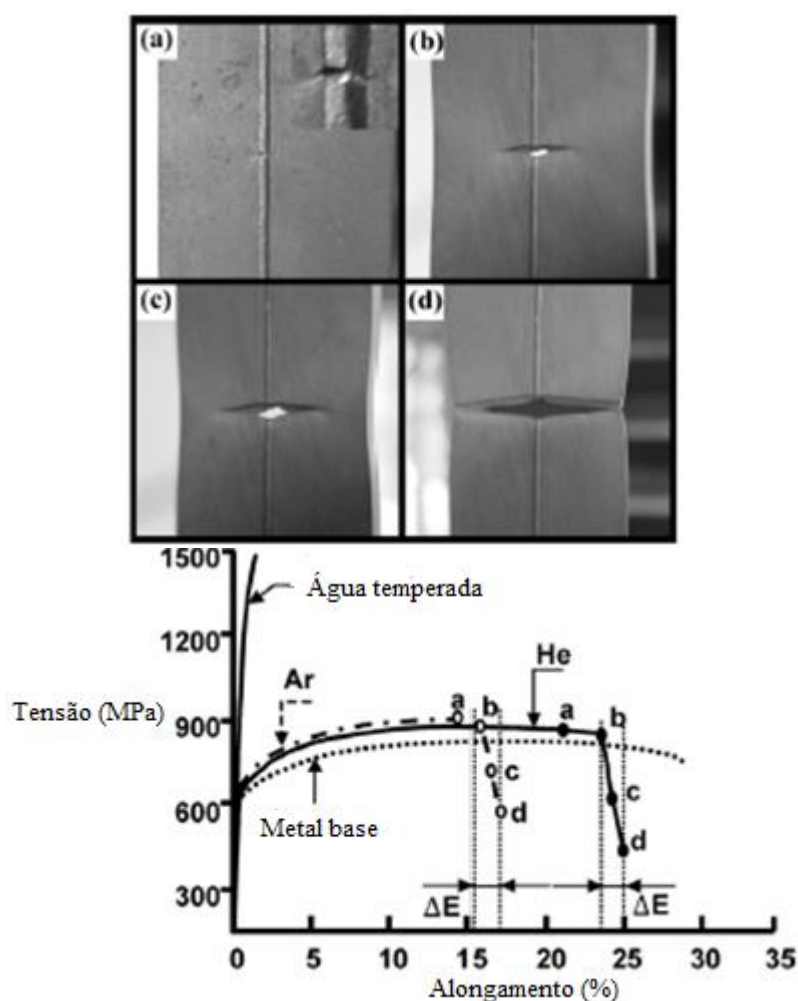
Figura 21- Formas do corpo de prova do aço CP da classe 800 MPa após o ensaio de tração, sob diferentes cargas (a) uma carga na direção perpendicular; (b) uma carga na direção paralela.



Fonte: (MUJICA et al., 2010).

Na Figura 22 é mostrada a alteração no aspecto de um aço CP da classe 800 MPa e a curva de resistência-alongamento correspondente em um metal base temperado com água é fraturado com pouco alongamento, mas com alta resistência. No entanto, o aço CP da classe 800 MPa soldado e utilizando-se Ar é alongado uniformemente, como a matéria-prima na fase inicial e começa a trincar no ponto (a). No ponto (b), a primeira fissura é iniciada no cordão e depois cresce. A diminuição na área real resultou numa redução na chapa e, ao mesmo tempo, a peça do metal base foi trincada e a fissura cresce continuamente (c) até atingir o ponto de fratura final (d). Em resumo, a parte do metal base foi alongada continuamente juntamente com o crescimento da fissura, após o início da fissura no cordão e na fratura, resultando na diferença no alongamento. O mesmo comportamento ocorreu no caso do He, embora o valor não fosse o mesmo (PEREZ-MEDINA et al., 2014).

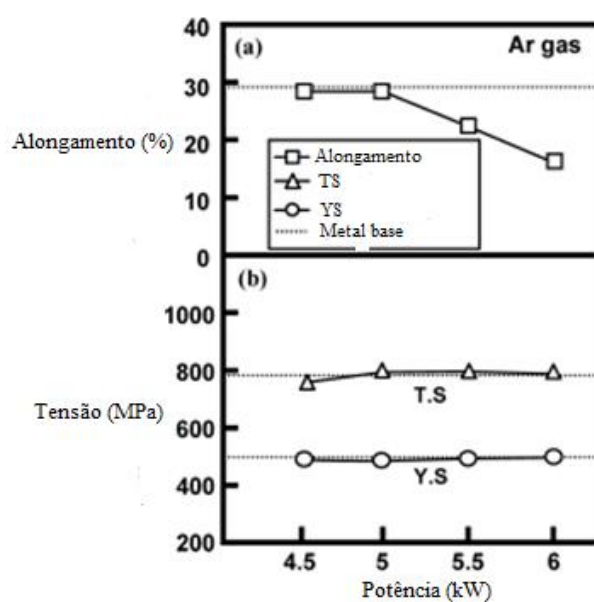
Figura 22- Alteração no aspecto de um aço CP da classe 800 MPa durante ensaio de tração e a curva de resistência-alongamento correspondente.



Fonte: (PEREZ-MEDINA et al., 2014).

Na Figura 23 é mostrado o efeito da potência do laser sobre a propriedade de tensão sob uma carga paralela ao eixo de solda com gás de proteção de Argônio (Ar). Os corpos de prova foram selecionados com diferentes velocidades de soldagem, tais como 4,5 kW – 5 m/min, 5 kW – 6 m/min, 5,5 kW – 6 m/min e 6 kW – 7 m/min. Tanto a resistência à tração quanto o limite de escoamento mostraram pouca mudança com a potência e foram quase iguais às do metal base. Contudo, o alongamento total diminuiu com o aumento de potência resultante principalmente do aumento de uma fração de porosidade. Apesar da pequena diferença na fração de porosidade entre 5 kW e 5,5 kW, o alongamento com 5 kW é maior do que com 5,5 kW. Isto pode resultar da largura maior da zona fundida com 5,5 kW do que aquele com 5 kW causado pelo diferente aporte térmico, ou seja, ao aumentar a potência, aumenta-se a velocidade de soldagem e, conseqüentemente a velocidade de resfriamento, reduzindo o alongamento (PEREZ-MEDINA et al., 2014).

Figura 23- Efeito da potência sobre a propriedade de tensão sob uma carga paralela ao eixo de solda.

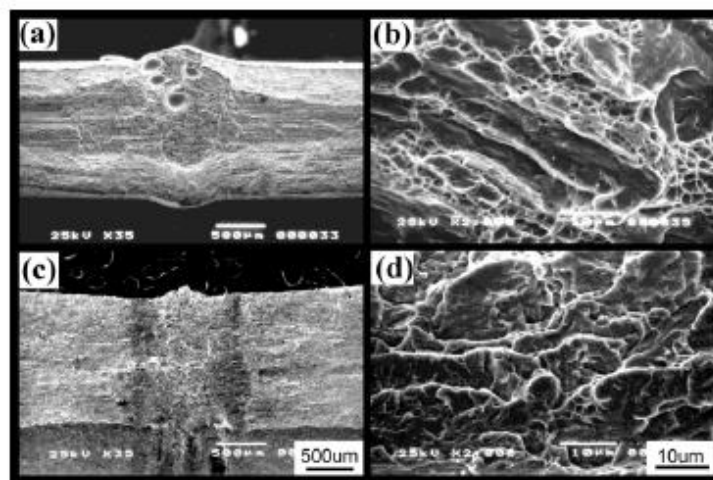


Fonte: (PEREZ-MEDINA et al., 2014).

Na Figura 24, são mostradas as superfícies fraturadas do aço CP da classe 800 MPa produzido com Ar (a), (b) ou Ar + He (c), (d) após um teste de tração paralelo. Algumas porosidades foram observadas na parte superior do metal de solda (a). Na micrografia ampliada (b), um grande número de alvéolos ou “*dimples*” indicando uma fratura dúctil e uma superfície lisa indicando uma fratura relativamente frágil; esta mistura caracteriza uma fratura do tipo mista. No entanto, no caso das juntas com gás misturado (Ar + He), a junta não tinha

porosidade (c) e consistia apenas em um lote de “*dimples*” (d). A partir deste resultado, pode-se concluir que as porosidades que existem no metal de solda produzido com Ar alteraram o modo de fratura de um modo misto (dúctil + frágil) a para um modo dúctil na junção produzida com gás (Ar + He), diminuindo o alongamento (DONG et al., 2014).

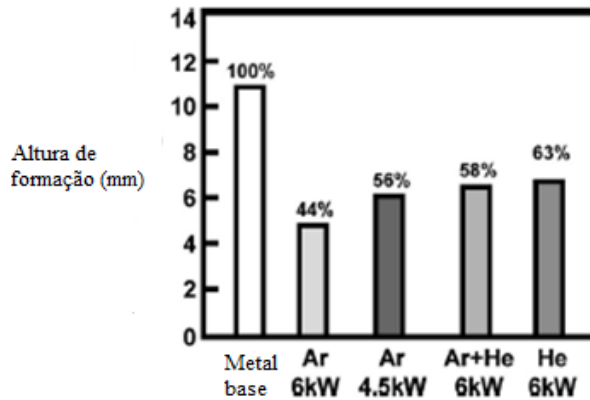
Figura 24- Microestruturas de superfícies fraturadas do aço CP da classe 800 MPa, obtidas no MEV, com diferentes condições de soldagem: (a), (b) 5 m/min – Ar; (c), (d) 7 m/min – Ar + He.



Fonte: (DONG et al., 2014).

Para avaliar a conformabilidade realizou-se o teste de Erichsen e a altura e taxa de formação são mostradas na Figura 25. Resultados da fração de porosidade com várias condições de soldagem, a altura de formação foi ainda melhorada utilizando um gás de baixa pressão ou misturado (DONG et al., 2014).

Figura 25- Efeito do gás de proteção na altura de formação ou na taxa de formação no ensaio de Erichsen do aço CP da classe 800 MPa.



Fonte: (DONG et al., 2014).

2.3 Testes estatísticos não-paramétricos (Teste de Kruskal-Wallis)

O modelo da análise de variância com um único fator, para comparar a médias populacionais, dada na equação (1):

$$Y_{ij} = \mu + \tau_i + \epsilon_{ij} \begin{cases} i = 1, 2, \dots, a \\ j = 1, 2, \dots, n_i \end{cases} \quad (1)$$

Nesse modelo, os termos do erro ϵ_{ij} são considerados normal e independentemente distribuídos com média zero e variância σ^2 . A suposição de normalidade levou ao teste F . O teste de Kruskal-Wallis é uma alternativa não-paramétrica ao teste F ; ele requer somente que os ϵ_{ij} tenham a mesma distribuição contínua para todos os níveis $i = 1, 2, \dots, a$ do fator (MONTGOMERY, 2009).

Suponha que $N = \sum_{i=1}^a n_i$ seja o número total de observações. Ordene todas as N observações, da menor para a maior, e atribua à menor observação o posto 1, à próxima menor o posto 2, ..., e à maior observação o posto N . Se a hipótese nula, dada na equação (2):

$$H_0: \mu_1 = \mu_2 = \dots = \mu_a \quad (2)$$

for verdadeira, as N observações serão provenientes da mesma distribuição e todas as atribuições possíveis dos N postos para as a amostras serão igualmente prováveis; então, esperaríamos que os postos 1, 2, ..., N sejam misturados por meio das a amostras. Se, entretanto, a hipótese nula H_0 for falsa, então algumas amostras consistirão em observações

tendo postos predominantemente pequenos, enquanto outras amostras consistirão em observações tendo postos predominantemente grandes. Faça R_{ij} ser o posto da observação Y_{ij} e faça $R_{i.}$ e $\bar{R}_{i.}$ denotarem o total e a média dos n_i postos no i -ésimo tratamento (MONTGOMERY, 2009). Quando a hipótese nula dada na equação (3) e (4) for verdadeira, então:

$$E(R_{ij}) = \frac{N + 1}{2} \quad (3)$$

e

$$E(\bar{R}_{i.}) = \frac{1}{n_i} \sum_{j=1}^{n_i} E(R_{ij}) = \frac{N + 1}{2} \quad (4)$$

A estatística de teste de Kruskal-Wallis mede o grau para o qual os postos médios reais observados $\bar{R}_{i.}$ diferem de seu valor esperado $(N+1)/2$. Se essa diferença for grande, então a hipótese nula H_0 será rejeitada. A estatística de teste é dada na equação (5):

$$H = \frac{12}{N(N + 1)} \sum_{i=1}^a n_i \left(\bar{R}_{i.} - \frac{N + 1}{2} \right)^2 \quad (5)$$

Uma fórmula alternativa de cálculo que é ocasionalmente mais conveniente é dada na equação (6):

$$H = \frac{12}{N(N + 1)} \sum_{i=1}^a \frac{R_{i.}^2}{n_i} - 3(N + 1) \quad (6)$$

Geralmente, preferimos a equação (5) à equação (6) por ela envolver todos os totais dos postos em vez das médias.

A hipótese nula H_0 deverá ser rejeitada se os dados da amostra gerarem um valor grande para H . A distribuição nula para H tem sido obtida usando o fato que sob H_0 cada atribuição possível dos postos para os a tratamentos seja igualmente provável. Assim, poderíamos enumerar todas as atribuições possíveis e contar o número de vezes que cada valor H ocorre.

Isso conduziu às tabelas dos valores críticos de H , embora a maioria das tabelas estejam restritas a pequenos tamanhos n_i da amostra (MONTGOMERY, 2009). Na prática, geralmente empregamos a seguinte aproximação para amostra grande: Toda vez que H_0 for verdadeira, dada na equação (7) e:

$$\begin{aligned} a &= 3 \quad \text{e} \quad n_i \geq 6 \quad \text{para} \quad i = 1, 2, 3 \\ a &> 3 \quad \text{e} \quad n_i \geq 5 \quad \text{para} \quad i = 1, 2, \dots, a \end{aligned} \quad (7)$$

então H tem aproximadamente uma distribuição qui-quadrado, com $a - 1$ grau de liberdade. Uma vez que valores grandes de H implicam H_0 ser falsa, rejeitaremos H_0 se o valor observado, dado na equação (8):

$$h \geq \chi_{\alpha, a-1}^2 \quad (8)$$

O teste tem nível de significância aproximado de α .

Quando observações estão amarradas, atribua um posto médio a cada uma das observações amarradas. Quando houver amarrações, devemos trocar a estatística de teste na equação (6) pela equação (9):

$$H = \frac{1}{S^2} \left[\sum_{i=1}^a \frac{R_i^2}{n_i} - \frac{N(N+1)^2}{4} \right] \quad (9)$$

em que n_i é o número de observações no i -ésimo tratamento, N é o número total de observações e a equação (10):

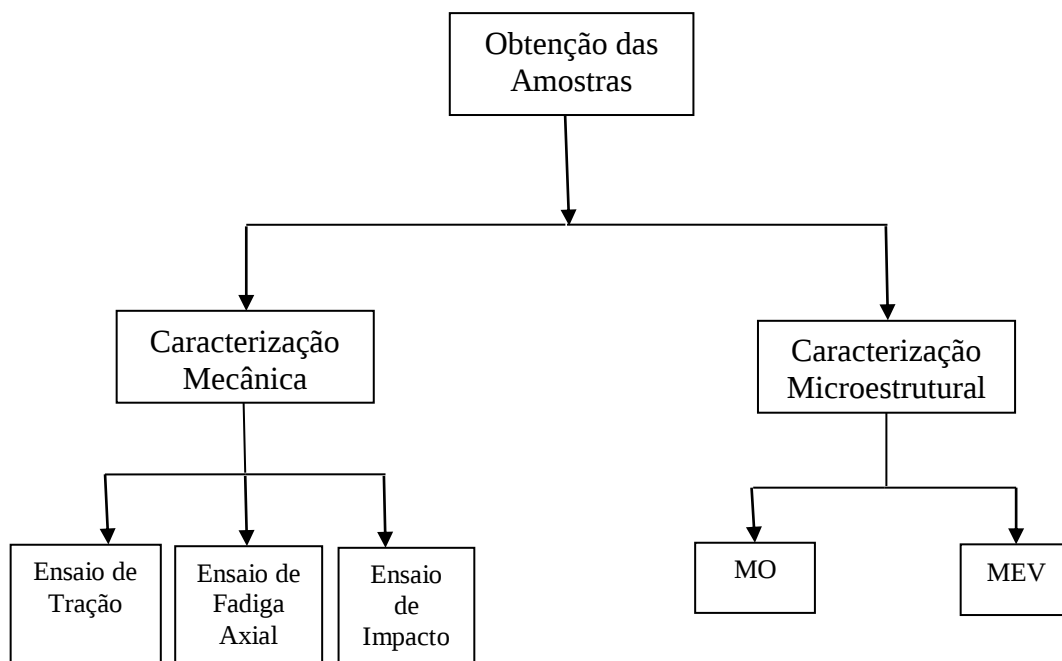
$$S^2 = \frac{1}{N-1} \left[\sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^{n_i} R_{ij}^2 - \frac{N(N+1)^2}{4} \right] \quad (10)$$

Note que S^2 é somente a variância dos postos. Quando o número de amarrações for moderado, haverá pequena diferença entre as equações (5) e (7) e a forma mais simples equação (6) poderá ser usada (MONTGOMERY, 2009).

3. MATERIAL E MÉTODOS

Neste tópico serão abordados o tipo de material e os métodos utilizados para a realização do procedimento experimental deste trabalho. A Figura 26 mostra o fluxograma da parte experimental.

Figura 26- Fluxograma da parte experimental.



Fonte: Próprio Autor.

3.1. Material:

O material utilizado neste trabalho, doado por uma indústria automobilística, foi um aço de fases complexas (também chamado *Aço Complex Phase – CP*), da classe CPW-800. Esses novos aços chamados aços multifásicos, quanto ao aspecto microestrutural, são constituídos de ferrita fina, bainita e martensita, eventualmente com uma pequena quantidade de austenita retida. Além disso, pequenas quantidades de precipitados, compostos por nióbio e/ou titânio, são utilizados como reforço no aço, alterando suas principais propriedades mecânicas. Essas fases se apresentam em quantidades suficientes para produzir um material de alta resistência à tração, com limites de escoamento superiores a 550 MPa e um alongamento entre 10 a 20%. Essas propriedades são

importantes para projetar um automóvel onde se busca uma maior segurança aos passageiros, além de apresentarem uma redução de peso nos veículos.

Sua composição química fornecida pelo fabricante é dada na Tabela 4:

Tabela 4- Composição química do aço CPW-800.

Elementos de Liga	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Ti	V	Nb <	Sn	B <
% em Peso	0,120	0,560	1,570	0,013	0,006	0,003	0,018	0,005	0,034	0,000	0,096	0,005	0,005	0,000	0,005

Fonte: RENAULT, (2009).

3.2. Soldagem a laser do aço CPW-800:

Para a realização de todos os ensaios propostos neste trabalho, para assim, fazer uma análise das propriedades mecânicas do aço de fases complexas, foi feita uma soldagem a laser com laser de CO₂, cujo gás de processo foi o He, numa indústria siderúrgica, unindo quatro chapas planas 30 x 30 cm (soldadas 2 a 2) do aço CPW-800, dimensões ideais dentro da faixa (25 a 40 cm de comprimento e largura) associadas ao equipamento de soldagem a laser. Para que a solda pudesse ser realizada a espessura do material teria que respeitar a faixa entre 0,5 a 3,0 mm, como a espessura do material é de 2,3 mm, estava dentro da faixa determinada pelo equipamento de soldagem a laser.

A sequência empregada na soldagem a laser pode ser observada na Figura 27.

Figura 27- Sequência da soldagem a laser.

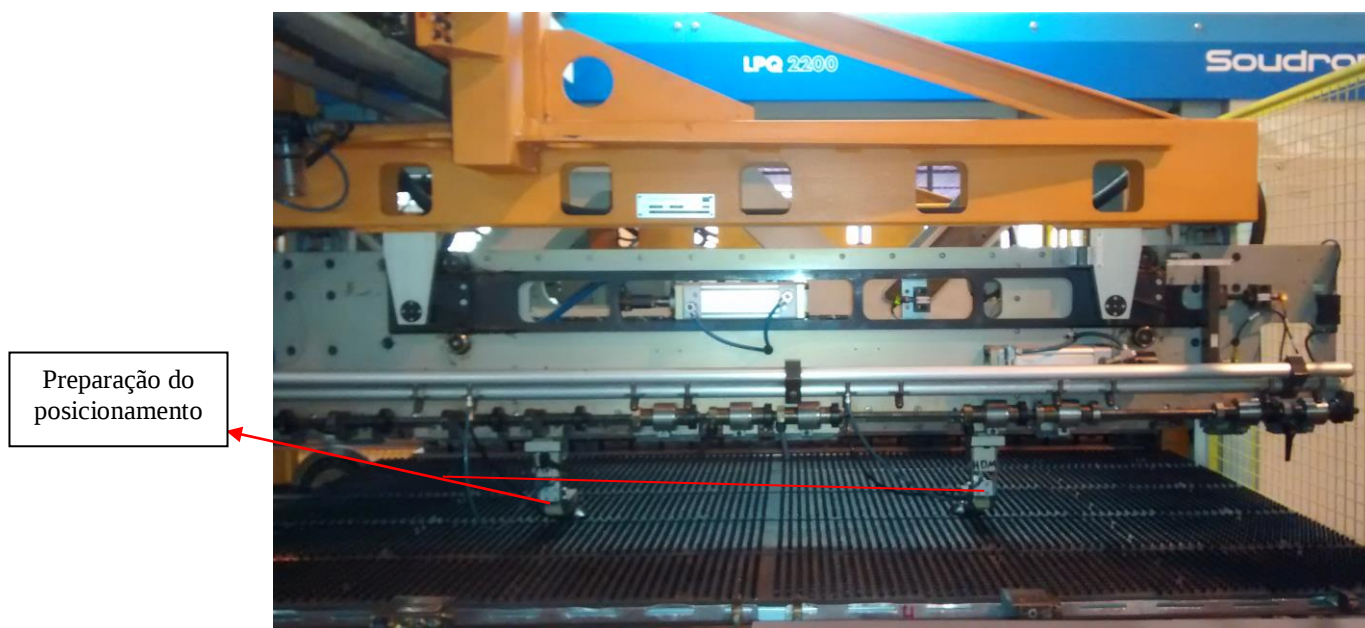


Fonte: Próprio Autor.

Inicialmente, foram determinados todos os parâmetros da máquina utilizada na indústria siderúrgica que serão empregados na soldagem a laser de CO₂ das chapas: velocidade de soldagem 2,5 m/min; potência 800 W; altura do foco do laser 1,0 mm; comprimento de onda 10,6 µm e posicionamento da soldagem 0,05 mm.

Nas Figuras 28 e 29 (a e b) é mostrada a máquina para soldagem a laser SOUDRONIC LPQ 2200. Existem duas ventosas dos dois lados, nas quais puxam as duas chapas e encaixam uma do lado da outra, para, a seguir, passar pelo processo de soldagem.

Figura 28- Momento da preparação do posicionamento da máquina.

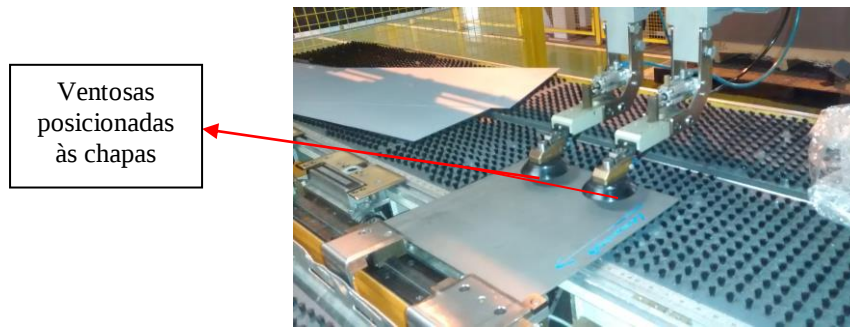


Fonte: Próprio Autor.

Figura 29- As chapas começando a serem posicionadas para a “captura” das ventosas (esse processo ocorre dos dois lados).



(a)

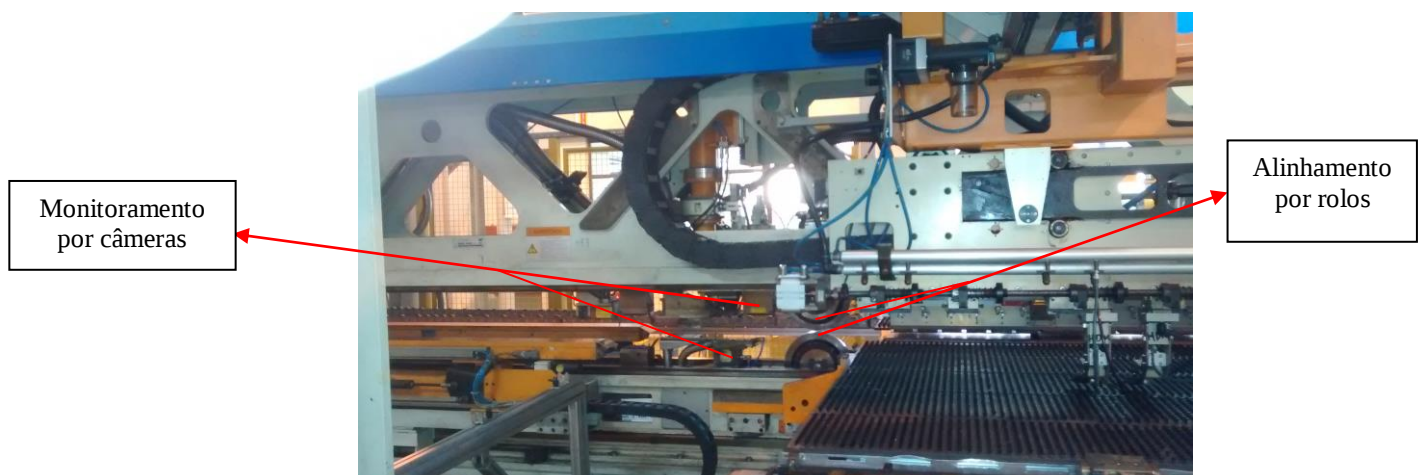


(b)

Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 30 é mostrada a máquina de soldagem a laser, onde as chapas passam por dois rolos, cuja função desses rolos é “alisar” (deixar planas) as duas chapas para que fiquem perfeitamente unidas, pois pode haver chapas de diferentes espessuras, a partir daí as chapas são monitoradas por duas câmeras, uma em cima e outra embaixo, que se movimentam ao mesmo tempo junto com as chapas, para que não haja nenhum problema de posicionamento no momento da soldagem, pois esse tipo de soldagem é muito precisa.

Figura 30- Momento em que as chapas passam pelos rolos, para se alinharem, e são ao mesmo tempo monitoradas.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 31 é mostrado o local onde as chapas unidas são soldadas por meio do laser junto com todo o sistema de monitoramento para se obter um posicionamento adequado no momento do processo de soldagem a laser.

Figura 31- Momento em que as chapas unidas são soldadas por meio do laser junto com sistema de monitoramento.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 32 é mostrada a máquina de soldagem a laser, depois das chapas já terem sido soldadas a laser.

Figura 32- Momento em que as chapas já foram soldadas a laser.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 33 é mostrada uma imagem aproximada do processo de soldagem.

Figura 33- Imagem do processo de soldagem.



Fonte: Próprio Autor.

3.3. Caracterização Mecânica:

As propriedades mecânicas do aço CPW-800 após soldagem a laser foram determinadas a partir da realização dos ensaios de tração, ensaio de fadiga axial e ensaio de impacto, de acordo com as normas ASTM E 8M, ASTM E 466 e ASTM E 23, respectivamente.

Os corpos de prova empregados em cada ensaio foram retirados das chapas após soldagem a laser sendo as dimensões estabelecidas a partir das normas. Foram extraídos corpos de prova planos, no sentido de laminação da chapa, soldados a laser, ou seja, o cordão de solda ficou posicionado exatamente no centro de cada corpo de prova. Os corpos de prova foram cortados por eletroerosão a fio no Laboratório de Materiais e Tecnologia FEG, para que o material apresentasse um melhor acabamento, sem qualquer tipo de rebarba. Uma outra razão importante pela escolha deste modo de corte foi devido à garantia dimensional proporcionada pela máquina, o que fez com que fosse eliminado problemas com relação a geometria dos corpos de prova, podendo causar falhas nos resultados finais.

Realizou-se testes estatísticos de Kruskal-Wallis, ou seja, testes não-paramétricos para validar as duas condições do aço de fases complexas (CPW-800), sem solda e com solda e com isso, compará-las.

As superfícies fraturadas dos corpos de prova soldados a laser foram avaliadas após o ensaio de fadiga axial e o ensaio de impacto por meio da microscopia eletrônica de varredura (MEV).

A análise da microestrutura, do material soldado a laser, para identificação das fases presentes na ZTA (zona termicamente afetada), ZF (zona fundida) e MB (metal base) do aço de fases complexas se deu por meio da microscopia óptica (MO).

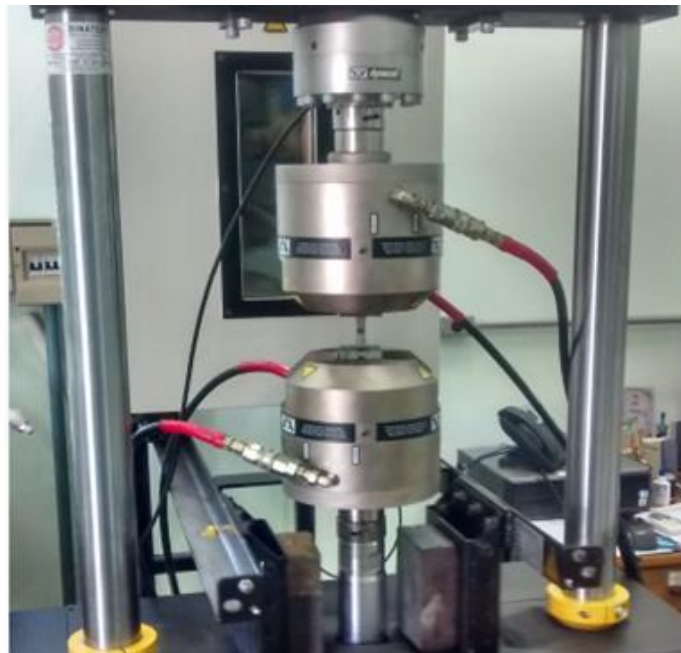
3.4. Ensaios mecânicos de tração, fadiga axial e impacto no aço CPW-800:

Para a realização dos ensaios de tração, fadiga axial e impacto, foram utilizados corpos de prova do tipo *subsize*, ou seja, com dimensões reduzidas, obtidos a partir de chapas planas com espessura de 2,3 mm soldadas a laser, cujo cordão de solda ficou posicionado exatamente no centro de cada corpo de prova.

3.4.1. Ensaio de tração em corpos de prova do aço CPW-800:

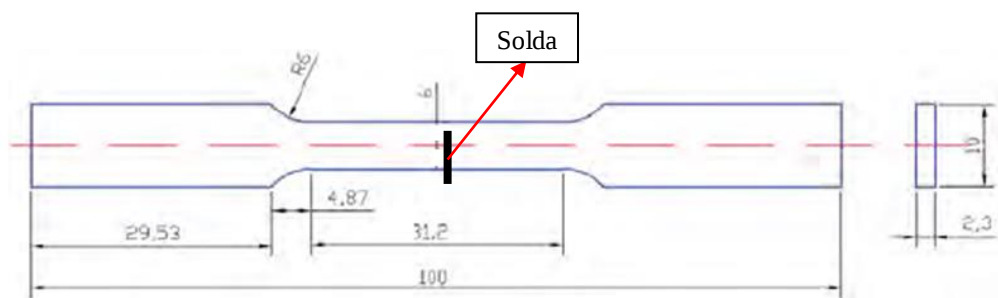
Os ensaios de tração foram realizados na máquina INSTRON no Laboratório de Materiais e Tecnologia FEG, (Figura 34). Para as propriedades mecânicas, a partir do gráfico tensão x deformação foram determinados o limite de resistência à tração, limite de escoamento e redução de área. De acordo com a norma ASTM 8 M, foram confeccionados 8 corpos de prova soldados a laser, cujas dimensões podem ser observadas na Figura 35 (a e b).

Figura 34- Máquina INSTRON utilizada no ensaio de tração.



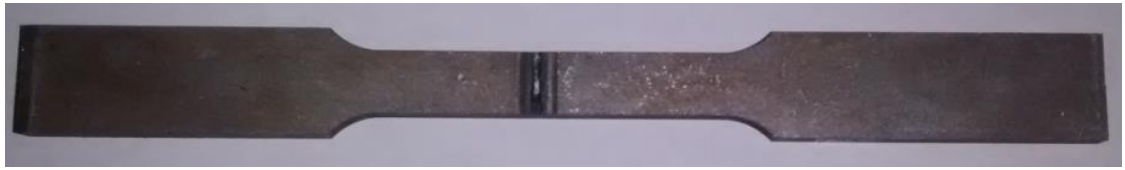
Fonte: Próprio Autor.

Figura 35- Dimensões, em mm, dos corpos de prova do aço CPW-800 utilizados no ensaio de tração.



(a)

Fonte: (ASTM 8M).



(b)

Fonte: (ASTM E 8M).

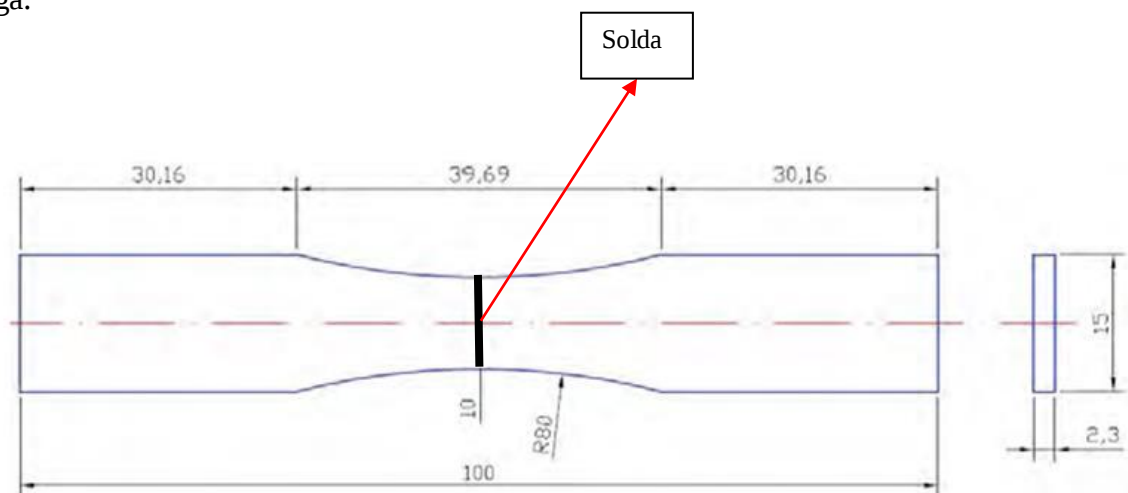
3.4.2. Ensaio de fadiga axial em corpos de prova do aço CPW-800:

Os ensaios de fadiga axiais foram realizados na máquina SHIMADZU no Laboratório de Materiais e Tecnologia FEG com uma razão $R=0,1$, de acordo com a norma ASTM E 466 foram confeccionados 15 corpos de prova soldados a laser, cujas dimensões estão representadas na Figura 36 (a e b).

Realizou-se três ensaios de fadiga para cada nível de tensão (98%, 96,5%, 95%, 90% e 80%) da tensão de escoamento média encontrada durante o ensaio de tração.

Inicialmente, foram medidas todas as áreas da menor seção dos corpos de prova do aço CPW-800 soldados. Durante a execução dos ensaios, a medida que foram sendo rompidos os corpos de prova, foram colocadas fitas adesivas nas superfícies fraturadas, para evitar a oxidação e proteger a superfície da fratura, pois qualquer produto que passasse na superfície fraturada, poderia afetá-la para uma análise posterior da mesma.

Figura 36- Dimensões, em mm, dos corpos de prova do aço CPW-800 utilizados no ensaio de fadiga.



(a)

Fonte: (ASTM E 466).



(b)

Fonte: (ASTM E 466).

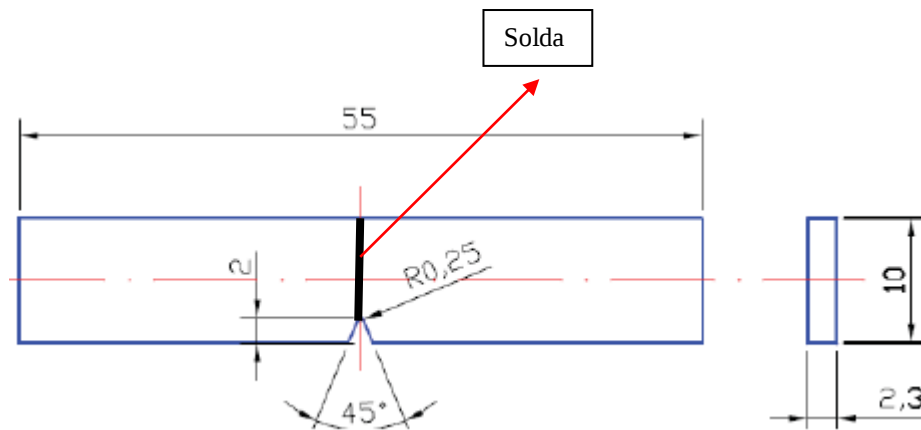
3.4.3. Ensaios de impacto em corpos de prova do aço CPW-800:

Os ensaios de impacto foram realizados de acordo com a norma ASTM E 23, utilizando a máquina de ensaio de impacto Charpy, modelo MOHR & FEDERHAFF AC-PWS 30/15 do Laboratório de Materiais e Tecnologia FEG. De acordo com a norma ASTM E 23 foram confeccionados 16 corpos de prova soldados a laser, cujas dimensões estão representadas na Figura 37.

O entalhe do corpo de prova CPW-800 soldado a laser também foi feito por eletroerosão a fio, pois com a usinagem feita por este processo, consegue-se um melhor

acabamento, sem rebarbas ou encruamento de uma determinada região e por causa do cordão de solda que ficou posicionado exatamente no centro do entalhe de cada corpo de prova. Com isso, pode-se obter uma geometria perfeita a 45°, favorecendo a concentração de tensões e a nucleação da fratura no vértice da região trabalhada.

Figura 37- Dimensões, em mm, dos corpos de prova do aço CPW-800 utilizados no ensaio de impacto.



Fonte: (ASTM E 23).

Como o aço de fases complexas (CP) é bastante utilizado na parte estrutural dos automóveis, a escolha das faixas de temperatura para o ensaio dos corpos de prova foram de -40, 0, 28 e 60° C, sendo que para cada faixa de temperatura foram utilizados 4 corpos de prova, num total de 16 corpos de prova analisados, pois os automóveis são usados tanto em regiões mais frias quanto em regiões mais quentes.

Para a obtenção da temperatura de -40° C, quatro corpos de prova soldados foram colocados dentro de uma caixa de isopor com uma mistura saturada de acetona e gelo seco. Para a obtenção da temperatura de 0° C, quatro corpos de prova soldados foram colocados dentro de uma caixa de isopor com gelo comum. Para a obtenção da temperatura de 60° C, quatro corpos de prova soldados foram colocados dentro de um forno tipo mufla, mantido a 60° C e a temperatura de 28°C foi a temperatura ambiente do dia específico do ensaio.

Após cada ensaio as superfícies fraturadas foram protegidas, durante a execução dos ensaios, a medida que foram sendo rompidos os corpos de prova, foram colocadas fitas adesivas nas superfícies fraturadas, para evitar a oxidação e proteger a superfície da fratura, pois qualquer produto que passasse na superfície fraturada, poderia afetá-la para uma análise posterior da mesma.

3.5. Testes estatísticos de Kruskal-Wallis:

Para cada ensaio mecânico, tais como, ensaio de tração; fadiga axial e impacto foram realizados testes estatísticos de Kruskal-Wallis, ou seja, testes não-paramétricos para analisar as duas condições do aço de fases complexas (CPW-800), ou seja, fazer uma análise deste aço sem solda a laser e com solda a laser, a partir de cada ensaio mecânico realizado. Utilizou-se testes não-paramétricos devido ao fato do número de amostras (corpos de prova) serem muito pequenos, pois no ensaio de tração foram utilizados 8 corpos de prova soldados a laser; no ensaio de fadiga axial foram utilizados 15 corpos de prova soldados a laser e no ensaio de impacto foram utilizados 16 corpos de prova soldados a laser. Como o número de amostras é muito pequeno, é inviável determinar a média das amostras, o correto é determinar a mediana das amostras.

3.6. Caracterização Microestrutural por Microscopia Eletrônica de Varredura:

O objetivo dessas análises foi observar com mais detalhes, por meio de imagens, as superfícies fraturadas dos corpos de prova soldados a laser, após os ensaios de fadiga axial e impacto. Para a análise dos corpos de prova soldados a laser, rompidos no ensaio de fadiga axial, utilizou-se amostras com diferentes níveis de tensão (porém com 95% da tensão de escoamento). Para a análise dos corpos de prova soldados a laser rompidos no ensaio de impacto, utilizou-se uma amostra na faixa de temperatura de 60°C. Antes de colocar as amostras na câmara de vácuo do MEV, as superfícies fraturadas foram limpas com acetona para remoção de qualquer tipo de impureza, com o auxílio do equipamento de ultrassom SONICLEAN 2PS.

As superfícies fraturadas dos corpos de prova soldados a laser nos ensaios de fadiga axial e impacto foram examinadas com um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), modelo ZEISS EVO LS 15, pertencente ao Laboratório de Análise de Imagens de Materiais do Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP como mostrado na Figura 38.

Figura 38- Imagem do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).



Fonte: Próprio Autor.

3.7. Caracterização Microestrutural por Microscopia Óptica:

O objetivo dessas análises foi identificar, por meio de imagens, a ZTA (zona termicamente afetada), ZF (zona fundida) e MB (metal base) e também as fases presentes na região do cordão de solda do aço CPW-800 soldado a laser.

Para essa análise foi feita uma preparação metalográfica a partir das técnicas normatizadas pela ASTM E 3-10: seccionamento; embutimento; lixamento e polimento. Os ataques químicos realizados nas amostras foram feitos com o reagente químico Nital 3%.

As fotomicrografias obtidas foram capturados em iluminação em campo claro utilizando um Microscópio Óptico (MO) NIKON MODELO EPIPHOT 200, acoplado a um computador e a uma câmera digital AXIO CAM ICC3 ZEISS, usando-se o software AXIO VISIO ZEISS.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste tópico será realizada uma discussão sobre a influência do processo de soldagem a laser sobre as propriedades mecânicas do aço CPW-800. Serão feitas comparações com as propriedades mecânicas do aço CPW-800 sem solda, por meio de uma análise estatística.

Os resultados apresentados relativos às propriedades mecânicas do material sem solda foram extraídos do trabalho realizado por Martins (2011), cujas condições do material sem solda e com solda são as mesmas, pois é o mesmo material doado.

4.1. Resultados dos ensaios de tração em corpos de prova (ASTM E 8M) do aço CPW-800, soldados a laser e não soldados:

Os ensaios de tração foram realizados em oito corpos de prova do aço CPW-800 padronizados pela norma ASTM E 8M, soldados a laser. A ruptura dos corpos de prova soldados ocorreu fora da solda, ou seja, na região do metal base.

Os resultados das propriedades mecânicas obtidos no ensaio de tração em corpos de prova do aço CPW-800 sem solda, são mostrados na Tabela 5, extraídos do trabalho desenvolvido por Martins (2011).

Tabela 5- Propriedades mecânicas do aço CPW-800 obtidas no ensaio de tração (sem solda).

Amostras	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
1	799	701	16	58
2	813	720	18	60
3	806	711	17	57
4	814	722	16	69
5	825	728	17	69
6	854	759	20	60
7	853	740	16	50
8	831	720	19	60
Média	824	725	17	60
Desvio-Padrão	21	18	1	6

Fonte: (MARTINS, 2011).

Os resultados das propriedades mecânicas obtidos no ensaio de tração em corpos de prova do aço CPW-800 com solda, são mostrados na Tabela 6.

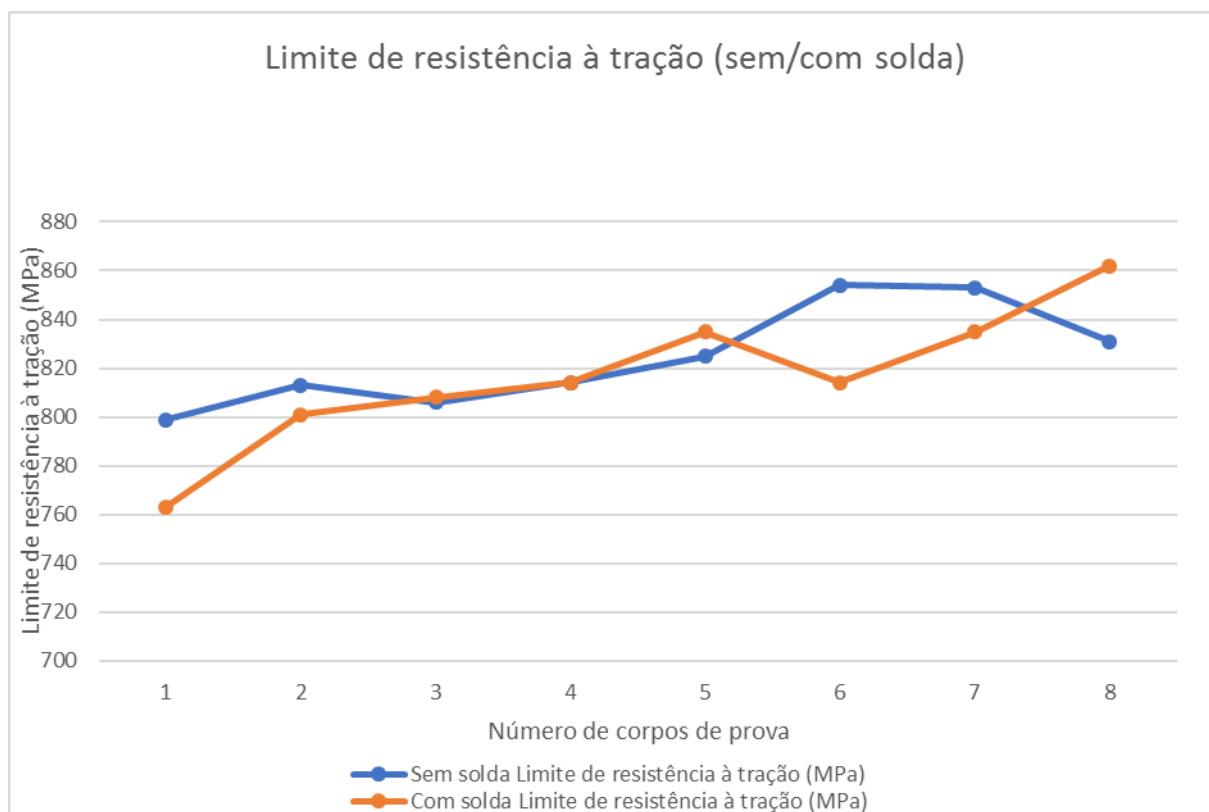
Tabela 6- Propriedades mecânicas do aço CPW-800 obtidas no ensaio de tração (com solda).

Amostras	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
1	763	700	19	53
2	801	747	17	58
3	808	746	20	58
4	814	751	28	68
5	835	751	28	68
6	814	754	30	68
7	835	754	30	67
8	862	754	30	70
Média	817	745	25	64
Desvio-Padrão	27	18	5	6

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos valores obtidos das Tabelas 5 e 6, pode-se obter a Figura 39, um gráfico do limite de resistência à tração em relação ao número de corpos de prova. Neste caso, fazendo uma análise comparativa entre o limite de resistência à tração do aço *Complex Phase* (CPW-800), sem e com solda. A Figura 39 mostrou semelhança entre as duas condições (sem/com solda), considerando o desvio-padrão, pois os seus valores foram muito próximos (21;27). Baseado nisso, pode-se dizer que a solda a laser não teve influência em relação a este parâmetro analisado, devido ao baixo aporte térmico e cordões com baixo nível de defeitos (LEE et al, 2014).

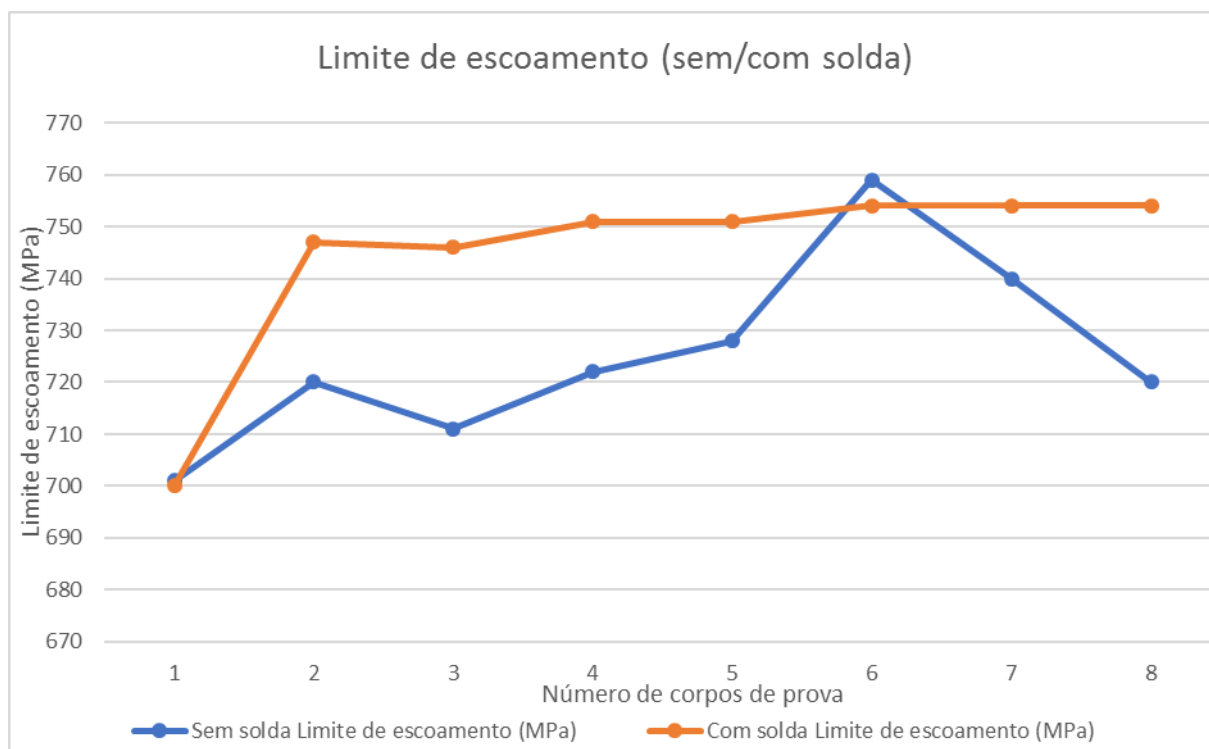
Figura 39– Gráfico do limite de resistência à tração (sem/com solda).



Fonte: Próprio Autor.

A partir dos valores obtidos das Tabelas 5 e 6, pode-se obter a Figura 40, um gráfico do limite de escoamento em relação ao número de corpos de prova. Neste caso, fazendo uma análise comparativa entre o limite de escoamento do aço Complex Phase (CPW-800), sem e com solda. A Figura 40 mostrou que houve semelhança entre as duas condições (sem/com solda), considerando o desvio-padrão, pois neste caso, os seus valores foram iguais (18;18). Baseado nisso, pode-se dizer que a solda a laser não teve influência em relação a este parâmetro analisado, devido a juntas exibirem excelentes propriedades mecânicas (LIU et al, 2015).

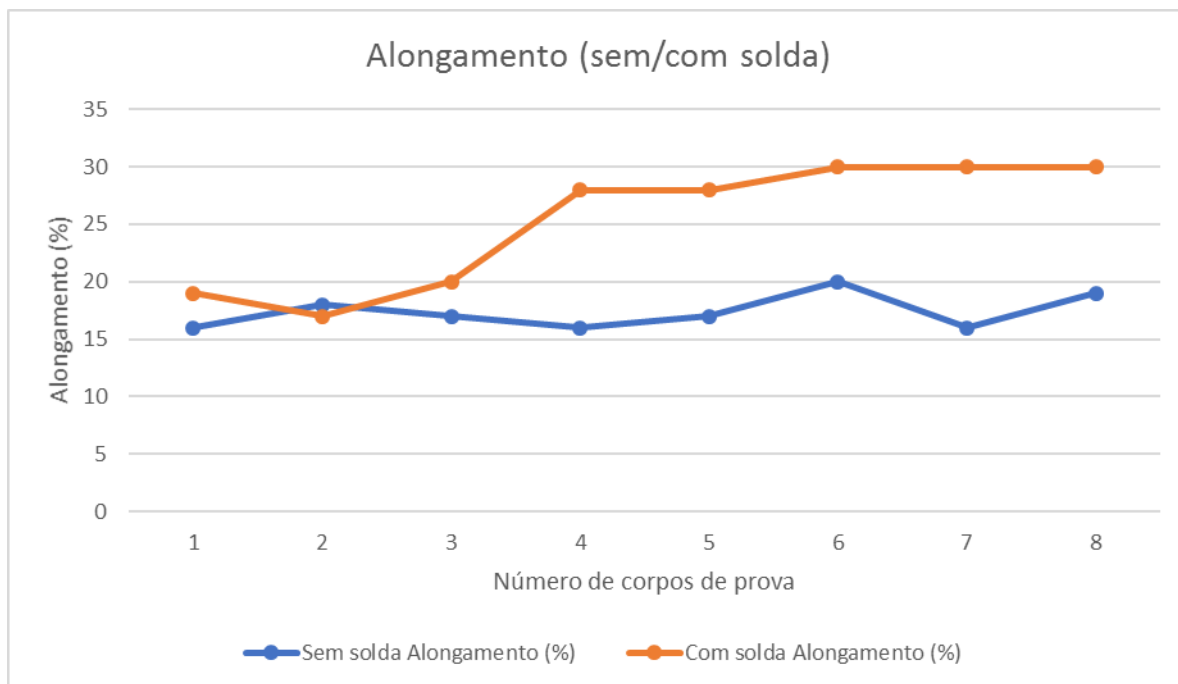
Figura 40– Gráfico do limite de escoamento (sem/com solda).



Fonte: Próprio Autor.

A partir dos valores obtidos das Tabelas 5 e 6, pode-se obter a Figura 41, um gráfico do alongamento em relação ao número de corpos de prova. Neste caso, fazendo uma análise comparativa entre o alongamento do aço Complex Phase (CPW-800), sem e com solda. A Figura 41 mostrou que houve uma certa discrepância entre as duas condições (sem/com solda), considerando o desvio-padrão, pois os seus valores foram bastante diferentes (1;5), ou seja, o alongamento com solda foi maior do que sem solda. Baseado nisso, pode-se dizer que a solda a laser teve influência em relação a este parâmetro analisado, devido ao posicionamento e alinhamento incorreto da junta e à alta taxa de solidificação, que pode ocorrer a presença de porosidade e trincas (PEREZ-MEDINA et al., 2014).

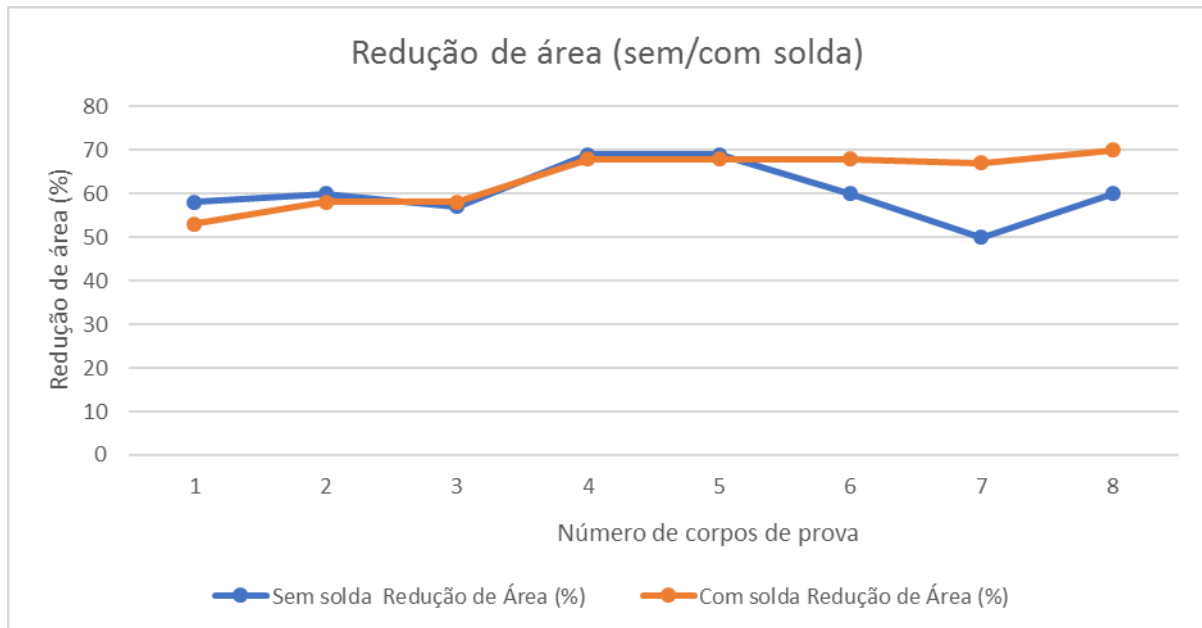
Figura 41– Gráfico do alongamento (sem/com solda).



Fonte: Próprio Autor.

A partir dos valores obtidos das Tabelas 5 e 6, pode-se obter a Figura 42, um gráfico da redução de área em relação ao número de corpos de prova. Neste caso, fazendo uma análise comparativa entre a redução de área do aço Complex Phase (CPW-800), sem e com solda. A Figura 42 mostrou que houve semelhança entre as duas condições (sem/com solda), considerando o desvio-padrão, pois os seus valores foram iguais (6;6). Baseado nisso, pode-se dizer que a solda a laser não teve influência em relação a este parâmetro analisado, devido a alta velocidade de soldagem e bom acabamento dos cordões (DE COOMAN; LEE, 2013).

Figura 42– Gráfico da redução de área (sem/com solda).



Fonte: Próprio Autor.

Para validar os resultados das propriedades mecânicas do ensaio de tração foi feito um estudo estatístico, a partir de um teste não-paramétrico, ou seja, esse tipo de teste estatístico foi aplicado, pois o número de amostras é pequeno (8 amostras). Com isso, utilizou-se o método de Kruskal – Wallis, para fazer uma comparação das propriedades mecânicas do material aço *Complex Phase* (CPW-800), sem e com a utilização da soldagem a laser.

Esse estudo considera que a hipótese H_0 : os dados ou amostras são iguais e H_1 : os dados ou amostras são diferentes, com isso P (valor numérico) tem que ser $> 0,05$, para que se aceite H_0 .

Na Tabela 7 é mostrado o teste não-paramétrico chamado Kruskal-Wallis feito para o ensaio de tração (limite de resistência à tração).

Tabela 7- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de tração (limite de resistência à tração).

Limite de resistência à tração	Mediana	P
Com solda	814	0,834
Sem solda	820	0,834

Fonte: Próprio Autor.

Pode-se observar que o valor da mediana para o limite de resistência à tração para os corpos de prova com solda a laser foi de 814, e o valor da mediana para o teste sem solda a laser foi de 820. Em outras palavras, essas medianas são muito próximas e ao observar o valor P que para o teste com solda a laser foi de 0,834 e o valor do teste sem solda a laser foi de 0,834, ou seja, a um nível de significância de 5% concluiu-se que ambos os testes são estatisticamente iguais, ou seja, não existe diferença em se utilizar e não se utilizar o processo de soldagem a laser.

Na Tabela 8 é mostrado o teste não-paramétrico chamado Kruskal-Wallis feito para o ensaio de tração (limite de escoamento).

Tabela 8- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de tração (limite de escoamento).

Limite de escoamento	Mediana	P
Com solda	743	0,141
Sem solda	721	0,140

Fonte: Próprio Autor.

Pode-se observar que o valor da mediana para o limite de escoamento nos corpos de prova com solda a laser foi de 743, e o valor da mediana para o teste sem solda a laser foi de 721. Em outras palavras, essas medianas são muito próximas e ao observar o valor P que para o teste com solda a laser foi de 0,141 e o valor do teste sem solda a laser foi de 0,140, ou seja, a um nível de significância de 5% concluiu-se que ambos os testes são estatisticamente iguais, ou seja, não há diferença em se utilizar e não se utilizar o processo de soldagem a laser.

Na Tabela 9 é mostrado o teste não-paramétrico chamado Kruskal-Wallis feito para o ensaio de tração (alongamento).

Tabela 9- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de tração (alongamento).

Alongamento	Mediana	P
Com solda	28	0,003
Sem solda	17	0,003

Fonte: Próprio Autor.

Pode-se observar que o valor da mediana para o alongamento nos corpos de prova com solda a laser foi de 28, e o valor da mediana para o teste sem solda a laser foi de 17. Em outras palavras, ao se observar o valor P que para o teste com solda a laser foi de 0,003 e o valor do teste sem solda a laser foi de 0,003, ou seja, a um nível de significância de 5% concluiu-se que ambos os testes são estatisticamente diferentes, ou seja, a mediana para o teste com solda a laser foi maior do que a mediana para o teste sem solda a laser, pois quanto maior o alongamento para um ensaio de tração melhor e mais dúctil, com isso pode-se concluir que o processo de soldagem a laser tem influência.

Na Tabela 10 é mostrado o teste não-paramétrico chamado Kruskal-Wallis feito para o ensaio de tração (redução de área).

Tabela 10- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de tração (redução de área).

Redução de área	Mediana	P
Com solda	67	0,600
Sem solda	60	0,598

Fonte: Próprio Autor.

Pode-se observar que o valor da mediana para a redução de área nos corpos de prova com solda a laser foi de 67, e o valor da mediana para o teste sem solda a laser foi de 60. Em outras palavras, essas medianas são muito próximas e ao observar o valor P que para o teste com solda a laser foi de 0,600 e o valor do teste sem solda a laser foi de 0,598, ou seja, a um nível de significância de 5% concluiu-se que ambos os testes são estatisticamente iguais, ou seja, não existe diferença em se utilizar e não se utilizar o processo de soldagem a laser.

4.2. Resultados dos ensaios de fadiga axial em corpos de prova (ASTM E 466) do aço CPW-800, sem e com a utilização do processo de soldagem a laser:

Foram realizados ensaios de fadiga axial em quinze corpos de prova padronizados pela norma ASTM E 466 do aço CPW-800, soldados a laser. A ruptura dos corpos de prova ocorreu exatamente no cordão de solda, ou seja, na região da zona fundida.

Os resultados das propriedades mecânicas obtidos no ensaio de fadiga axial em corpos de prova do aço CPW-800 sem solda, foram extraídos do trabalho desenvolvido por Martins (2011).

Utilizou-se níveis de tensões de 98%, 96,5%, 95%, 90% e 80% referente a média da tensão de escoamento encontrada no ensaio de tração (739,60 MPa) do material aço CPW-800, soldado a laser, cujos resultados do ensaio de fadiga axial estão apresentados na Tabela 11.

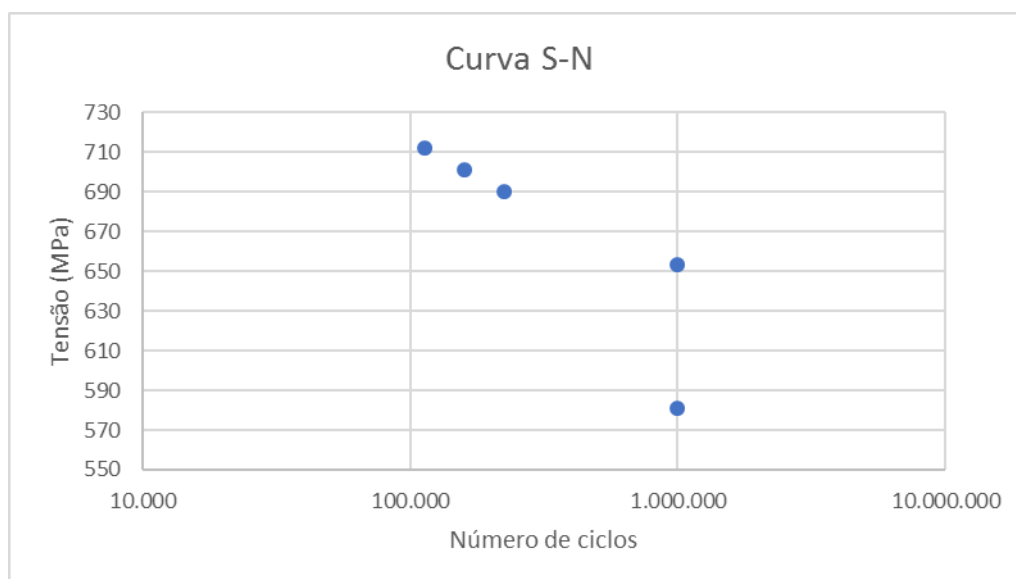
Tabela 11- Propriedades mecânicas do aço CPW-800 obtidas no ensaio de fadiga axial.

%	Tensão (MPa)	SEM	Tensão (MPa)	Número de ciclos
		SOLDA(MARTINS, 2011)		
98	712	95.159	725	17.143
		112.521		17.383
		131.117		32.778
96,5	701	216.378	714	27.744
		126.967		16.223
		136.155		19.246
95	690	168.138	703	28.284
		291.583		25.303
		214.850		16.035
90	653	1.000.000	666	21.346
		1.000.000		19.223
		1.000.000		31.192
80	581	>1.000.000	592	42.016
		>1.000.000		46.720
		>1.000.000		42.148
Média	667	499.525	680	26.852
Desvio-Padrão	53	425690	54	10275

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos valores obtidos da Tabela 11, pode-se obter a Figura 43, a curva S-N da tensão em relação ao número de ciclos para as duas condições, neste caso, sem solda (MARTINS, 2011). A Figura 43 mostrou o que era de se esperar para um ensaio de fadiga axial, ou seja, tensões normais de tração; vida em fadiga (número de ciclos até a fratura) maior que 10^3 a 10^4 ciclos e também alguma deformação plástica localizada (macro ou microscópica). Baseado nisso, pode-se dizer que houve coerência nos resultados obtidos sem a utilização do processo de soldagem a laser (HAN; PARK; KANG, 2012).

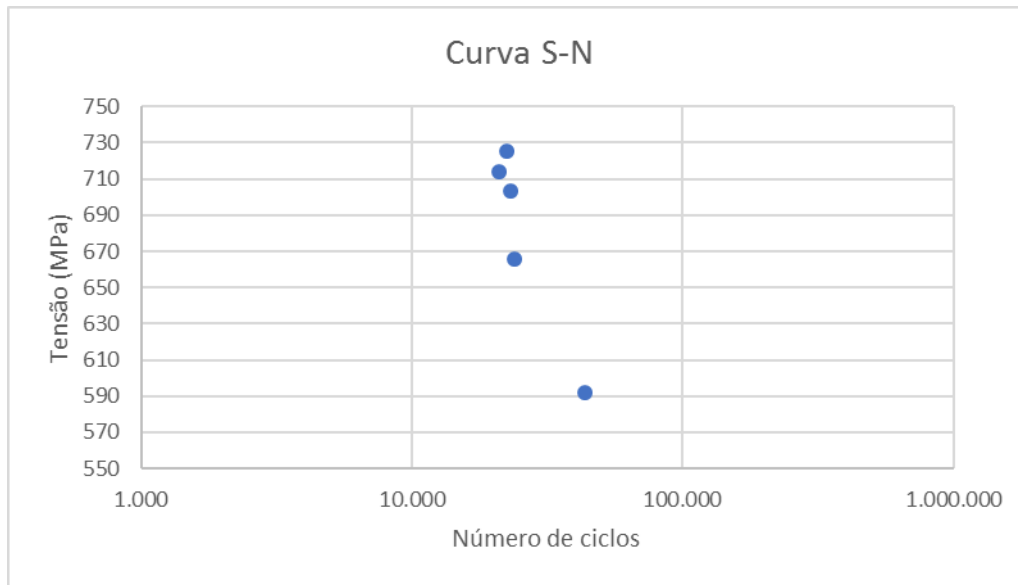
Figura 43– Curva S-N da tensão em relação ao número de ciclos (sem solda).



Fonte: Próprio Autor.

A partir dos valores obtidos da Tabela 11, pode-se obter a Figura 44, a curva S-N da tensão em relação ao número de ciclos para as duas condições, neste caso, com solda. A Figura 44 mostrou que houve uma discrepância no que se espera para um ensaio de fadiga axial, ou seja, tensões normais de tração; vida em fadiga (número de ciclos até a fratura) maior que 10^3 a 10^4 ciclos e também alguma deformação plástica localizada (macro ou microscópica). Baseado nisso, pode-se afirmar que a influência da solda a laser foi bastante grande, até mesmo porque, os corpos de prova romperam exatamente no cordão, podendo ter sido causado por falhas na solda, tais como, baixa eficiência energética (~10%); rugosidade no material e defeitos mecânicos (HAN; PARK; KANG, 2012).

Figura 44– Curva S-N da tensão em relação ao número de ciclos (com solda).



Fonte: Próprio Autor.

Para validar os resultados das propriedades mecânicas do ensaio de fadiga axial foi feito um estudo estatístico, a partir de um teste não-paramétrico, ou seja, esse tipo de teste foi aplicado, pois o número de amostras é pequeno (15 amostras). Com isso, utilizou-se o método de Kruskal – Wallis, para fazer uma comparação das propriedades mecânicas do material aço *Complex Phase* (CPW-800), sem e com a utilização da soldagem a laser.

Esse estudo nos mostra que a hipótese H_0 : os dados ou amostras são iguais e H_1 : os dados ou amostras são diferentes, com isso P (valor numérico) tem que ser $> 0,05$, para que se aceite H_0 .

Na Tabela 12 é mostrado o teste não-paramétrico chamado Kruskal-Wallis feito para o ensaio de fadiga axial (número de ciclos).

Tabela 12- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de fadiga axial (número de ciclos).

Número de ciclos	Mediana	P
Com solda	25.303	0,000
Sem solda	216.378	0,000

Fonte: Próprio Autor.

Pode-se observar que o valor da mediana para o teste com solda a laser foi de 25.303, e o valor da mediana para o teste sem solda a laser foi de 216.378. Em outras palavras, ao se observar o valor P que para o teste com solda a laser foi de 0,000 e o valor do teste sem solda a laser foi de 0,000, ou seja, a um nível de significância de 5% concluiu-se que ambos os testes são estatisticamente diferentes, ou seja, a mediana para o teste com solda a laser foi menor do que a mediana para o teste sem solda a laser, pois quanto maior o número de ciclos para um ensaio de fadiga axial melhor a vida em fadiga, com isso pode-se concluir que o processo de soldagem a laser tem influência.

4.3. Resultados dos ensaios de impacto em corpos de prova (ASTM E 23) do aço CPW-800, sem e com a utilização do processo de soldagem a laser:

Foram realizados ensaios de impacto em dezesseis corpos de prova padronizados pela norma ASTM E 23 (*subsize*) do aço CPW-800 sob a forma de energia absorvida (J), soldados a laser, que serão apresentados na Tabela 13. A ruptura dos corpos de prova ocorreu exatamente no cordão de solda, ou seja, na região da zona fundida.

Os resultados das propriedades mecânicas obtidos no ensaio de impacto em corpos de prova do aço CPW-800 sem solda, foram extraídos do trabalho desenvolvido por Martins (2011).

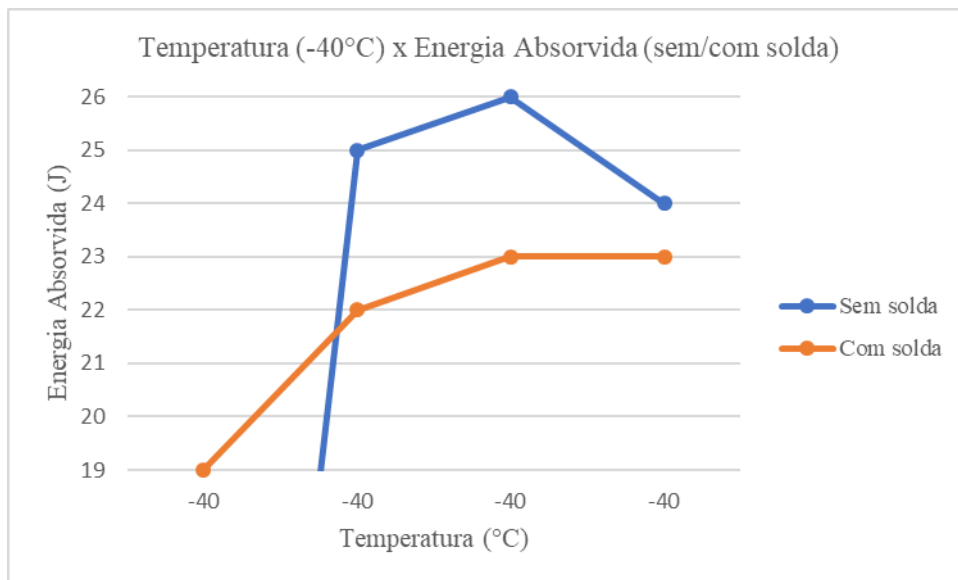
Tabela 13- Propriedades mecânicas do aço CPW-800 obtidas no ensaio de impacto.

Temperatura (°C)	SEM SOLDA (MARTINS, 2011)	COM SOLDA
	Energia Absorvida (J)	Energia Absorvida (J)
-40	24	19
	25	22
	26	23
	24	23
	25	22
Média	25	22
Desvio-Padrão	1	2
0	24	20
	25	29
	27	31
	25	20
	25	25
Média	25	25
Desvio-Padrão	1	6
21/28	27	29
	25	33
	25	27
	25	22
	26	28
Média	26	28
Desvio-Padrão	1	5
60	25	17
	25	26
	27	29
	27	24
	26	24
Média	26	24
Desvio-Padrão	1	5

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos valores obtidos da Tabela 13, pode-se obter a Figura 45, um gráfico da temperatura (-40°C) x Energia Absorvida (sem/com solda). Neste caso, fazendo uma análise comparativa entre a energia absorvida do aço *Complex Phase* (CPW-800), sem e com solda. A Figura 45 mostrou que houve uma certa discrepância entre as duas condições (sem/com solda), considerando a média, pois os seus valores foram diferentes (25;22). Baseado nisso, pode-se dizer que a solda a laser teve influência em relação a este parâmetro analisado, devido ao posicionamento incorreto da junta e baixa eficiência energética (NAYAK et al, 2012).

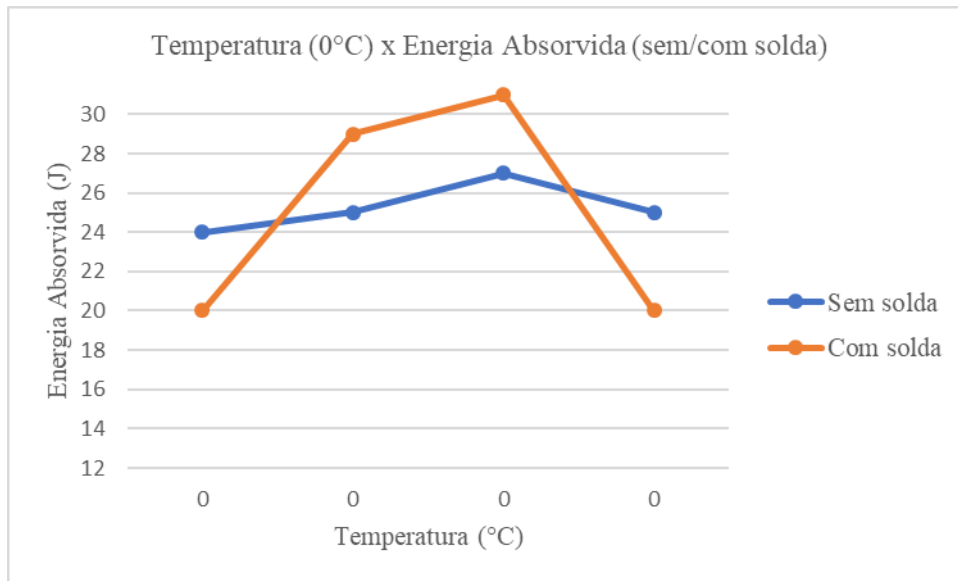
Figura 45– Gráfico da temperatura (-40°C) x Energia Absorvida (sem/com solda).



Fonte: Próprio Autor.

A partir dos valores obtidos da Tabela 13, pode-se obter a Figura 46, um gráfico da temperatura (0°C) x Energia Absorvida (sem/com solda). Neste caso, fazendo uma análise comparativa entre a energia absorvida do aço *Complex Phase* (CPW-800), sem e com solda. A Figura 46 mostrou que houve uma semelhança entre as duas condições (sem/com solda), considerando a média, pois os seus valores foram iguais (25;25). Baseado nisso, pode-se dizer que a solda a laser não teve influência em relação a este parâmetro analisado, devido alta velocidade de soldagem (CHEN et al, 2013).

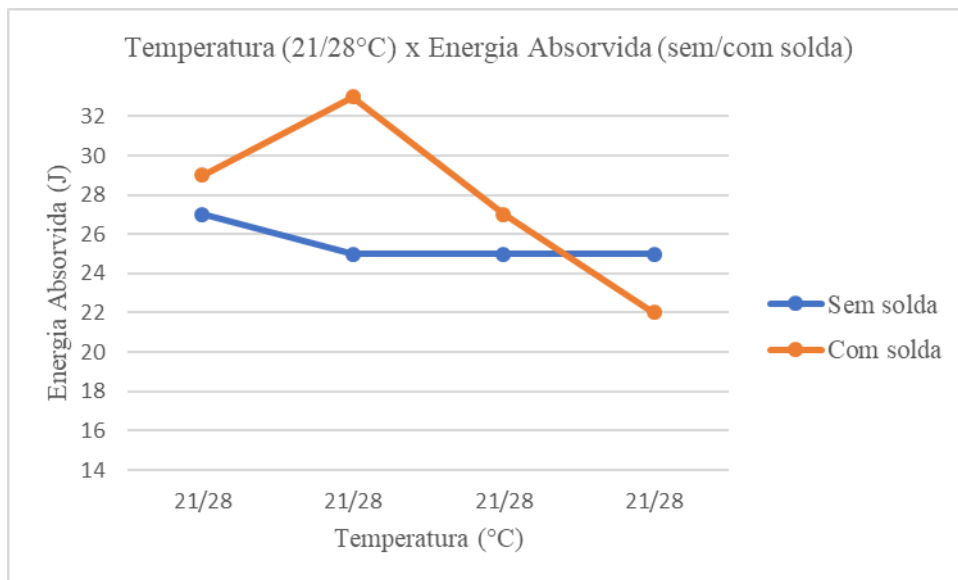
Figura 46– Gráfico da temperatura (0°C) x Energia Absorvida (sem/com solda).



Fonte: Próprio Autor.

A partir dos valores obtidos da Tabela 13, pode-se obter a Figura 47, um gráfico da temperatura (21/28°C) x Energia Absorvida (sem/com solda). Neste caso, fazendo uma análise comparativa entre a energia absorvida do aço *Complex Phase* (CPW-800), sem e com solda. A Figura 47 mostrou que houve uma certa semelhança entre as duas condições (sem/com solda), considerando a média, pois os seus valores foram bem próximos (26;28). Baseado nisso, pode-se dizer que a solda a laser não teve influência em relação a este parâmetro analisado, devido aos cordões com bom acabamento (FONSTEIN et al, 2013).

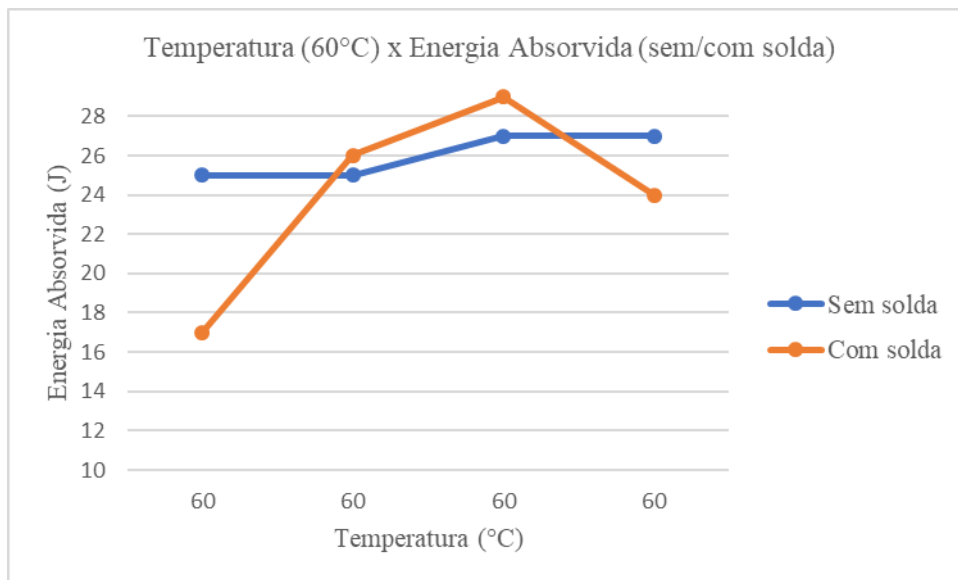
Figura 47– Gráfico da temperatura (21/28°C) x Energia Absorvida (sem/com solda).



Fonte: Próprio Autor.

A partir dos valores obtidos da Tabela 13, pode-se obter a Figura 48, um gráfico da temperatura (60°C) x Energia Absorvida (sem/com solda). Neste caso, fazendo uma análise comparativa entre a energia absorvida do aço *Complex Phase* (CPW-800), sem e com solda. A Figura 48 mostrou que houve uma certa semelhança entre as duas condições (sem/com solda), considerando a média, pois os seus valores foram próximos (26;24). Baseado nisso, pode-se dizer que a solda a laser não teve influência em relação a este parâmetro analisado, devido a alta flexibilidade (GRAJCAR et al, 2014).

Figura 48– Gráfico da temperatura (60°C) x Energia Absorvida (sem/com solda).



Fonte: Próprio Autor.

Para validar os resultados das propriedades mecânicas do ensaio de impacto foi feito um estudo estatístico, a partir de um teste não-paramétrico, ou seja, esse tipo de teste foi aplicado, pois o número de amostras é pequeno (16 amostras). Com isso, utilizou-se o método de Kruskal – Wallis, para fazer uma comparação das propriedades mecânicas do material aço *Complex Phase* (CPW-800), sem e com a utilização da soldagem a laser.

Esse estudo nos mostra que a hipótese H_0 : os dados ou amostras são iguais e H_1 : os dados ou amostras são diferentes, com isso P (valor numérico) tem que ser $> 0,05$, para que se aceite H_0 .

Na Tabela 14 é mostrado o teste não-paramétrico chamado Kruskal-Wallis feito para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura (-40°C)).

Tabela 14- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura (-40°C)).

Energia Absorvida para Temperatura (-40°C)	Mediana	P
Com solda	23	0,021
Sem solda	25	0,019

Fonte: Próprio Autor.

Pode-se observar que o valor da mediana para o teste com solda a laser foi de 23, e o valor da mediana para o teste sem solda a laser foi de 25. Em outras palavras, ao observar o valor P que para o teste com solda a laser foi de 0,021 e o valor do teste sem solda a laser foi de 0,019, ou seja, a um nível de significância de 5% concluiu-se que ambos os testes são estatisticamente diferentes, ou seja, a mediana para o teste com solda a laser foi menor do que a mediana para o teste sem solda a laser, devido a temperatura negativa de -40°C , com isso pode-se concluir que o processo de soldagem a laser tem influência.

Na Tabela 15 é mostrado o teste não-paramétrico chamado Kruskal-Wallis feito para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura (0°C)).

Tabela 15- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura (0°C)).

Energia Absorvida para Temperatura (0°C)	Mediana	P
Com solda	25	1,000
Sem solda	25	1,000

Fonte: Próprio Autor.

Pode-se observar que o valor da mediana para o teste com solda a laser foi de 25, e o valor da mediana para o teste sem solda a laser foi de 25. Em outras palavras, os valores das medianas foram iguais e ao observar o valor P que para o teste com solda a laser foi de 1,000 e o valor do teste sem solda a laser foi de 1,000, ou seja, a um nível de significância de 5% concluiu-se que ambos os testes são estatisticamente iguais, ou seja, não há diferença de se utilizar ou não se utilizar a solda a laser, com isso pode-se concluir que o processo de soldagem a laser não tem influência.

Na Tabela 16 é mostrado o teste não-paramétrico chamado Kruskal-Wallis feito para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura ($21/28^{\circ}\text{C}$)).

Tabela 16- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura ($21/28^{\circ}\text{C}$)).

Energia Absorvida para Temperatura ($21/28^{\circ}\text{C}$)	Mediana	P
Com solda	28	0,312
Sem solda	25	0,297

Fonte: Próprio Autor.

Pode-se observar que o valor da mediana para o teste com solda a laser foi de 28, e o valor da mediana para o teste sem solda a laser foi de 25. Em outras palavras, os valores das medianas foram próximos e ao observar o valor P que para o teste com solda a laser foi de 0,312 e o valor do teste sem solda a laser foi de 0,297, ou seja, a um nível de significância de 5% concluiu-se que ambos os testes são estatisticamente iguais, ou seja, não há diferença de se utilizar ou não se utilizar a solda a laser, com isso pode-se concluir que o processo de soldagem a laser não tem influência.

Na Tabela 17 é mostrado o teste não-paramétrico chamado Kruskal-Wallis feito para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura (60°C)).

Tabela 17- Teste não-paramétrico Kruskal-Wallis para o ensaio de impacto (energia absorvida para temperatura (60°C)).

Energia Absorvida para Temperatura (60°C)	Mediana	P
Com solda	25	0,564
Sem solda	26	0,559

Fonte: Próprio Autor.

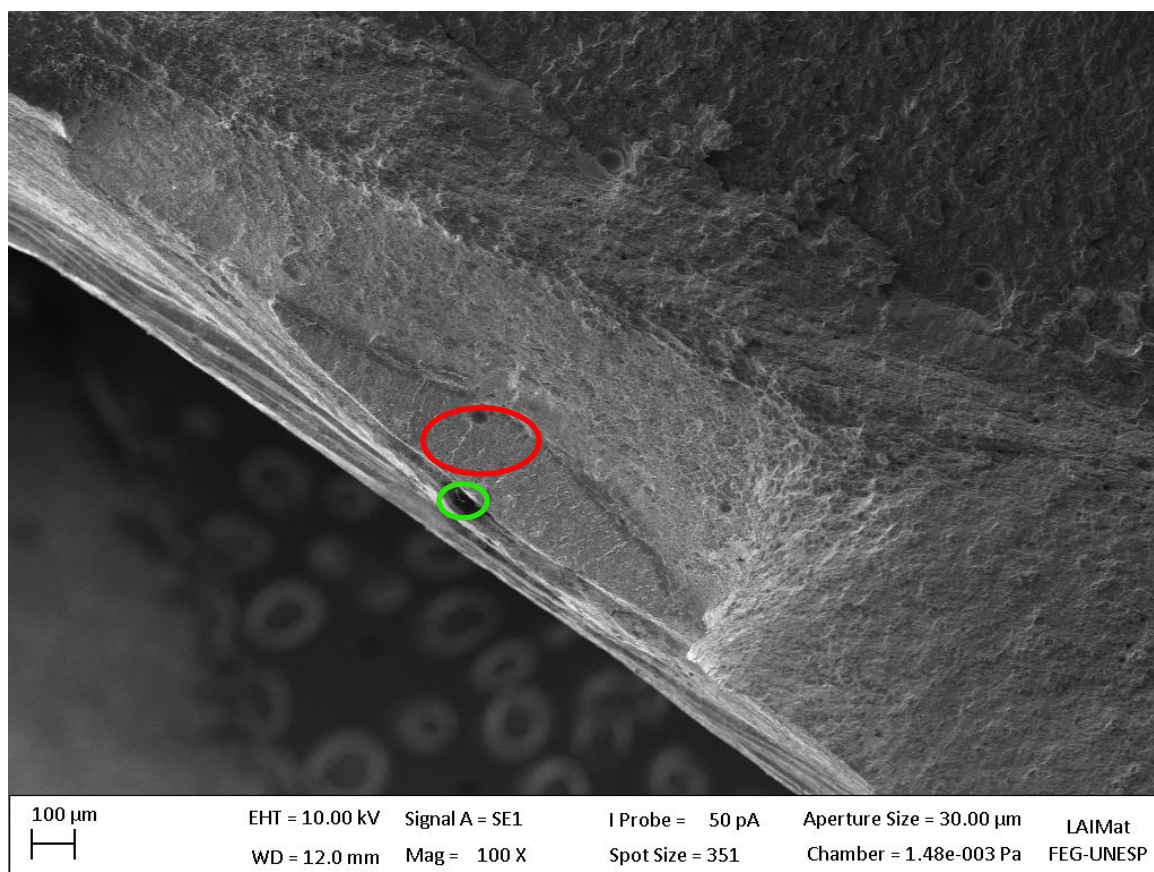
Pode-se observar que o valor da mediana para o teste com solda a laser foi de 25, e o valor da mediana para o teste sem solda a laser foi de 26. Em outras palavras, os valores das medianas foram próximos e ao observar o valor P que para o teste com solda a laser foi de 0,564 e o valor do teste sem solda a laser foi de 0,559, ou seja, a um nível de significância de 5% concluiu-se que ambos os testes são estatisticamente iguais, ou seja, não há diferença de se utilizar ou não se utilizar a solda a laser, com isso pode-se concluir que o processo de soldagem a laser não tem influência.

4.4. Resultados das fraturas por fadiga axial da superfície de corpos de prova com a utilização de soldagem a laser obtidas por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV):

Foram obtidas as imagens da região fraturada durante os ensaios de fadiga axial, utilizando o MEV, para o nível de tensão de 95% da tensão de escoamento do aço CPW-800, com a utilização da soldagem a laser.

Na Figura 49 é mostrada a região inicial da amostra fraturada por fadiga axial com solda a laser, com uma ampliação de 100X, observou-se regiões de nucleação e propagação da trinca de fadiga por curto tempo, devido ao alto nível de tensão.

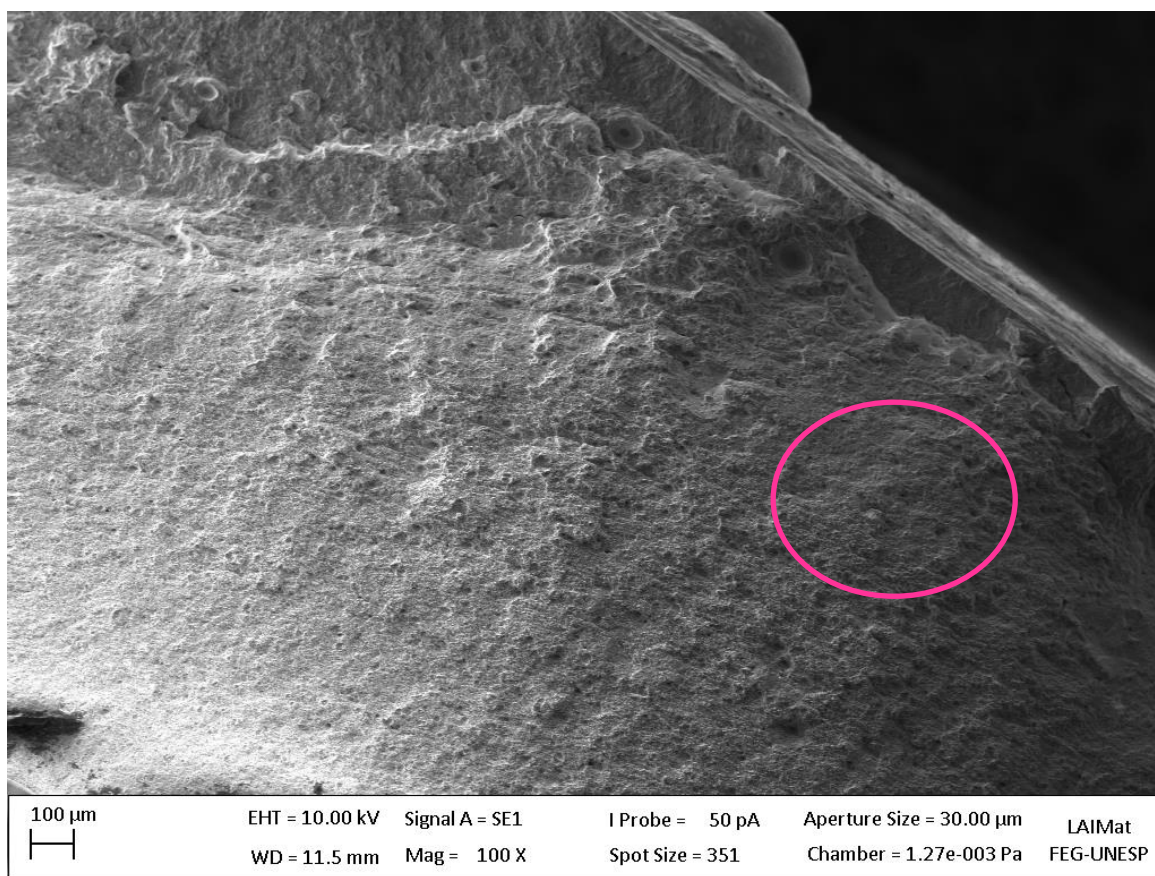
Figura 49- Região inicial da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 50 é mostrada a região final da amostra fraturada por fadiga axial com solda a laser, com uma ampliação de 100X, observou-se característica dúctil do aço CPW-800 no ensaio em fadiga. É aquela onde considerável deformação plástica ocorre antes da fratura. É usualmente acompanhada por baixa dureza e resistência e considerável tolerância a descontinuidades no material (AGHAIE-KHAFRI, 2010).

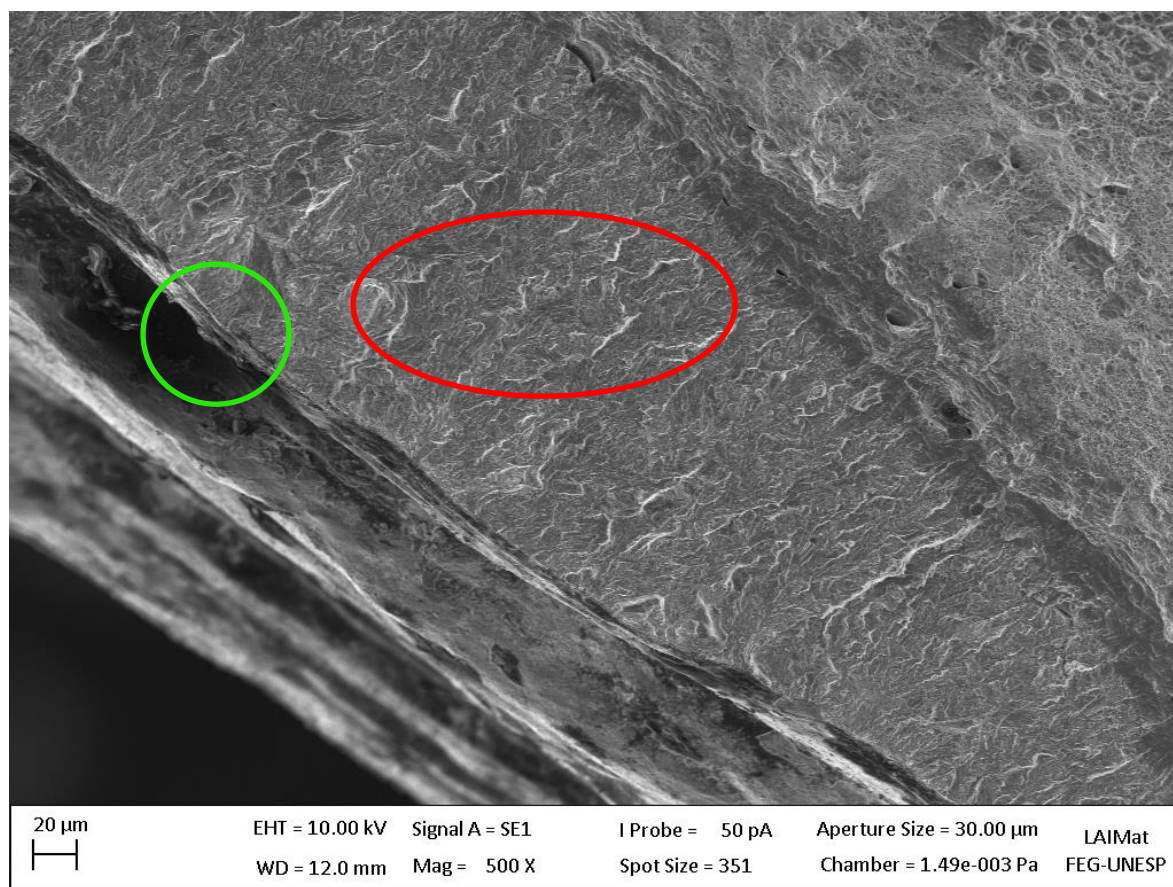
Figura 50- Região final da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 51 é mostrada a região inicial da amostra fraturada por fadiga axial com solda a laser, com uma ampliação de 500X, observou-se regiões de nucleação e propagação da trinca de fadiga, devido ao alto nível de tensão, ou seja, 95% da tensão de escoamento.

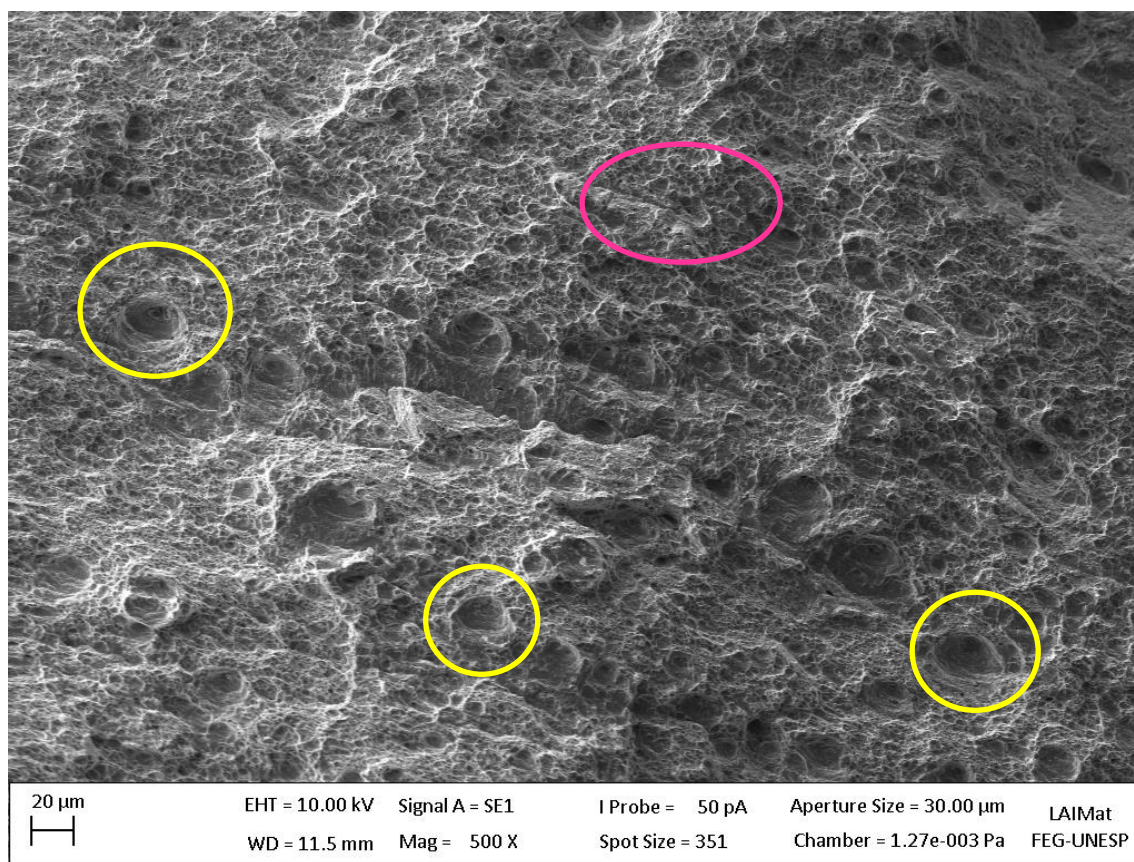
Figura 51- Região inicial da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 52 é mostrada a região final da amostra fraturada por fadiga axial com solda a laser, com uma ampliação de 500X, observou-se fratura dúctil do material que resulta da aplicação de força excessiva ao metal, que tem a capacidade de se deformar permanentemente ou plasticamente antes da fratura e a presença de *dimples* rasos ou alvéolos sobre toda a superfície da fratura, devido a sobrecarga.

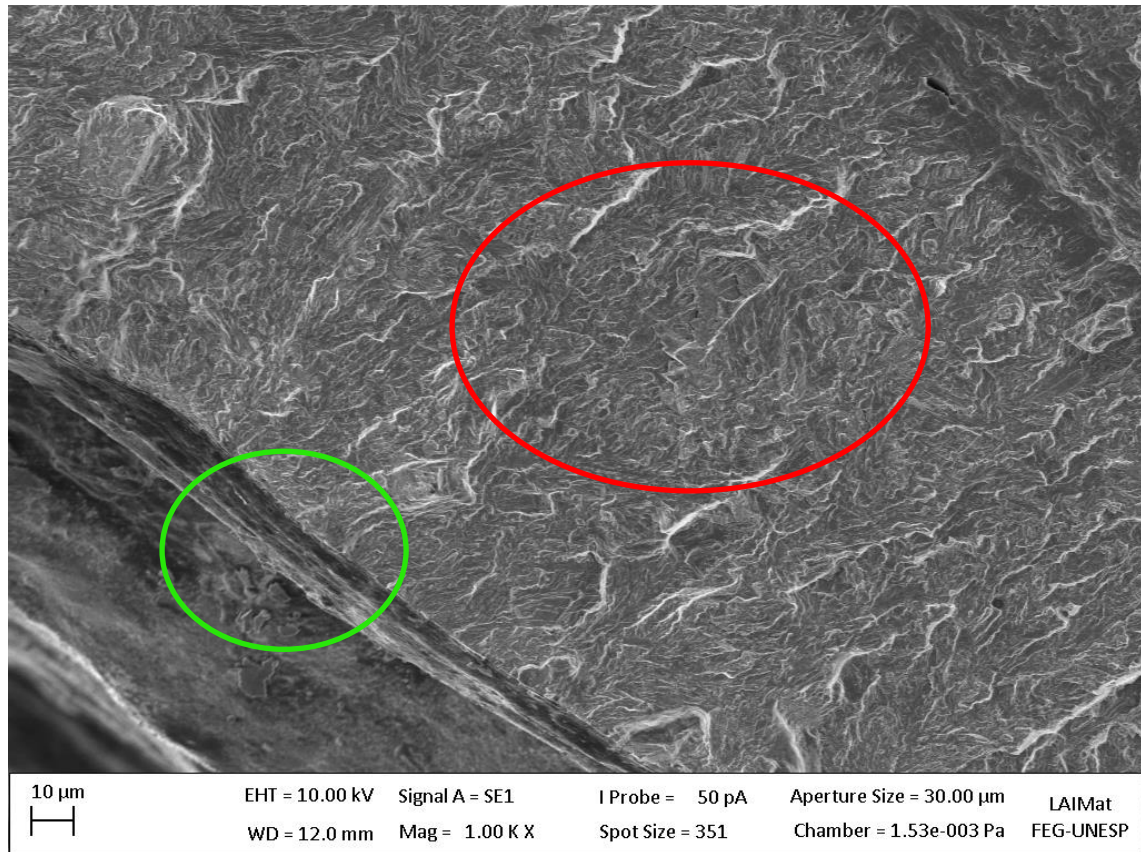
Figura 52- Região final da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 53 é mostrada a região inicial da amostra fraturada por fadiga axial com solda a laser, com uma ampliação de 1000X, observou-se regiões de nucleação e propagação da trinca de fadiga por curta distância.

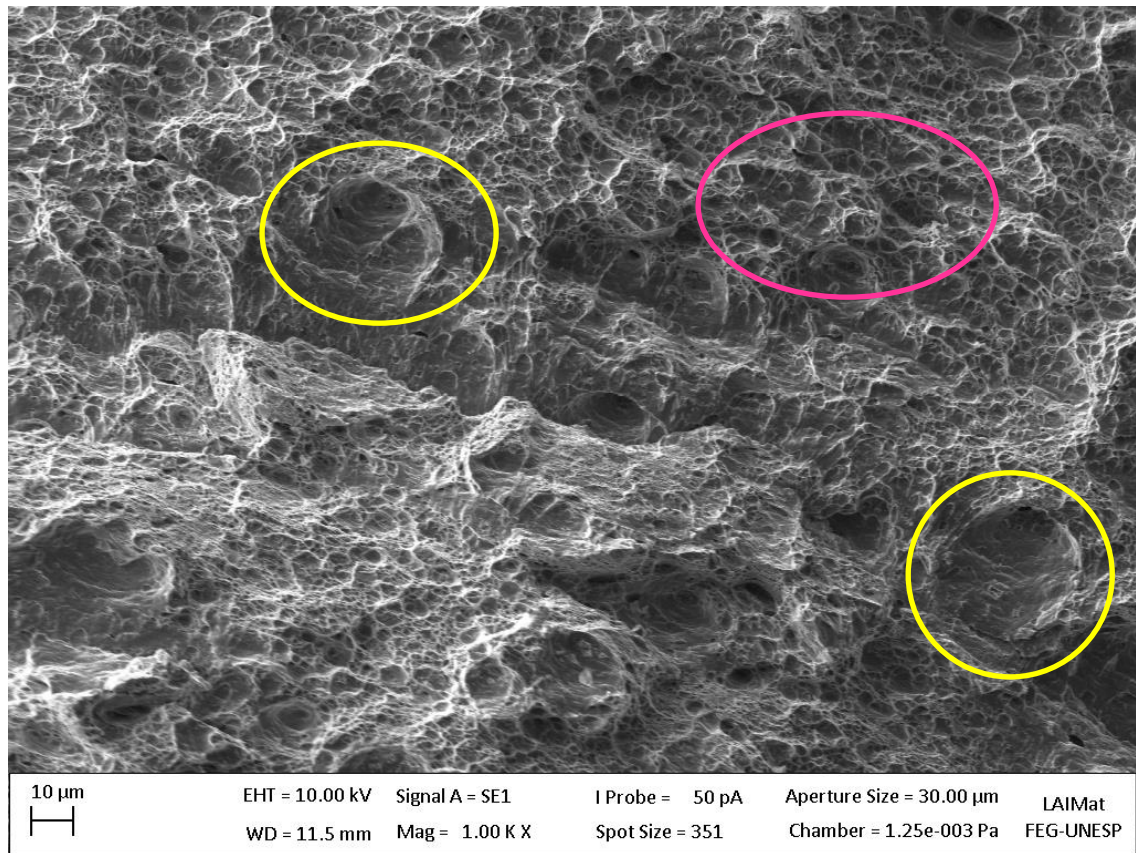
Figura 53- Região inicial da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 54 é mostrada a região final da amostra fraturada por fadiga axial com solda a laser, com uma ampliação de 1000X, observou-se a fratura dúctil e a presença de alvéolos sobre toda a superfície da fratura. O material com característica dúctil apresenta considerável deformação plástica na região de fratura dúctil; a tensão de cisalhamento aplicada excede a resistência ao cisalhamento antes que quaisquer outros modos de fratura possam ocorrer. A fratura dúctil é originada a partir de microcavidades ou *dimples* (próximas ao centro da região de estrição). Isto é causado pela deformação na superfície de fratura (AGHAIE-KHAFRI, 2010).

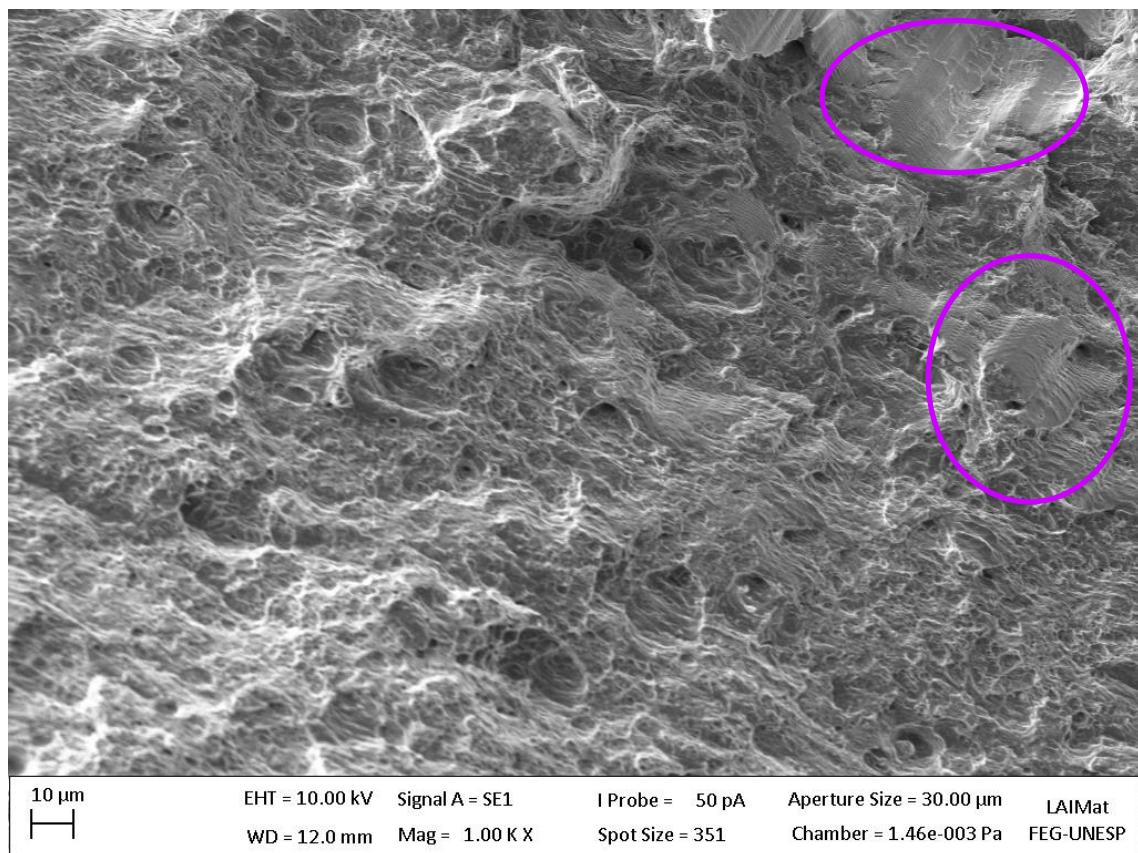
Figura 54- Região final da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 55 é mostrada a região central da amostra fraturada por fadiga axial com solda a laser, com uma ampliação de 1000X, observou-se a presença de estrias no aço CPW-800. A presença de estrias corresponde ao crescimento estável da trinca. Nesta fase, a trinca avança progressivamente com cada ciclo de tensão. A região da fratura neste estágio é a mais característica do processo de fadiga, na qual são desenvolvidas algumas marcas características, como as estrias. A fratura final ocorre no último ciclo de tensões, quando a trinca desenvolvida atinge o tamanho crítico para a propagação instável (falha catastrófica) (MIYAURA, 2012).

Figura 55- Região central da amostra fraturada por fadiga axial para 95% da tensão de escoamento.



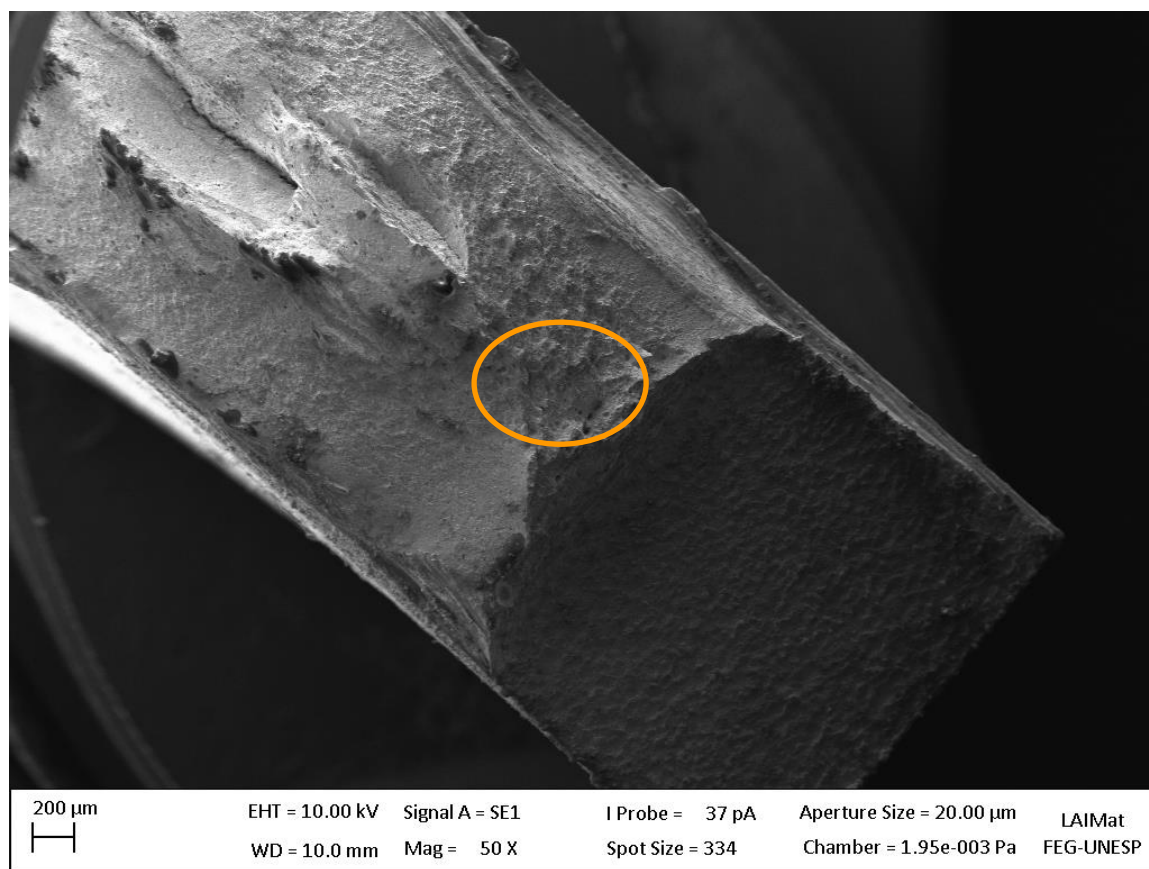
Fonte: Próprio Autor.

4.5. Resultados das fraturas por impacto da superfície de corpos de prova com a utilização de soldagem a laser obtidas por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV):

Foram obtidas as imagens da região fraturada durante os ensaios de impacto Charpy, utilizando o MEV, para a faixa de temperatura de 60°C do aço CPW-800, com a utilização da soldagem a laser.

Na Figura 56 é mostrada a região do entalhe (região inicial) da amostra fraturada por impacto com solda a laser, com uma ampliação de 50X, observou-se a região do entalhe do material e o início da ruptura por impacto.

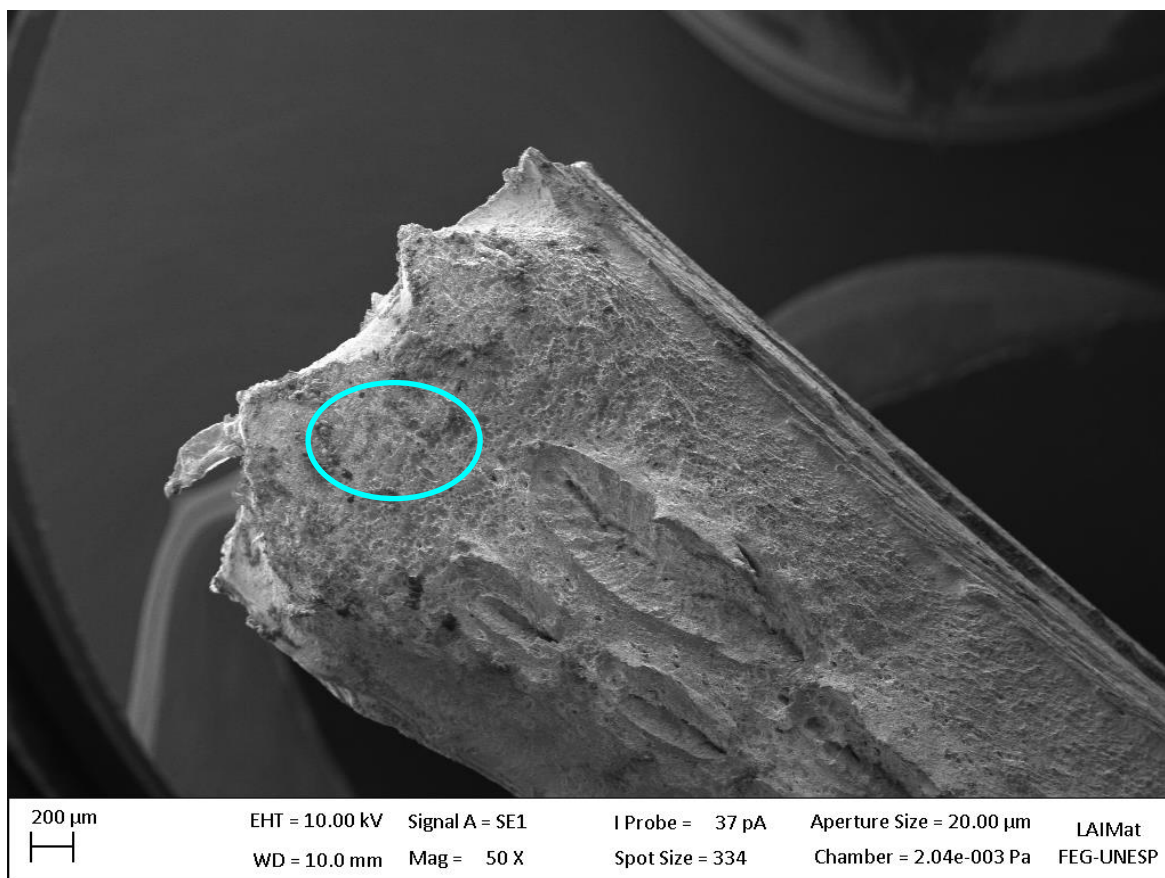
Figura 56- Região do entalhe (região inicial) da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 57 é mostrada a região final da amostra fraturada por impacto com solda a laser, com uma ampliação de 50X, observou-se um aspecto dúctil da ruptura, pois ocorreu deformação plástica na superfície do material.

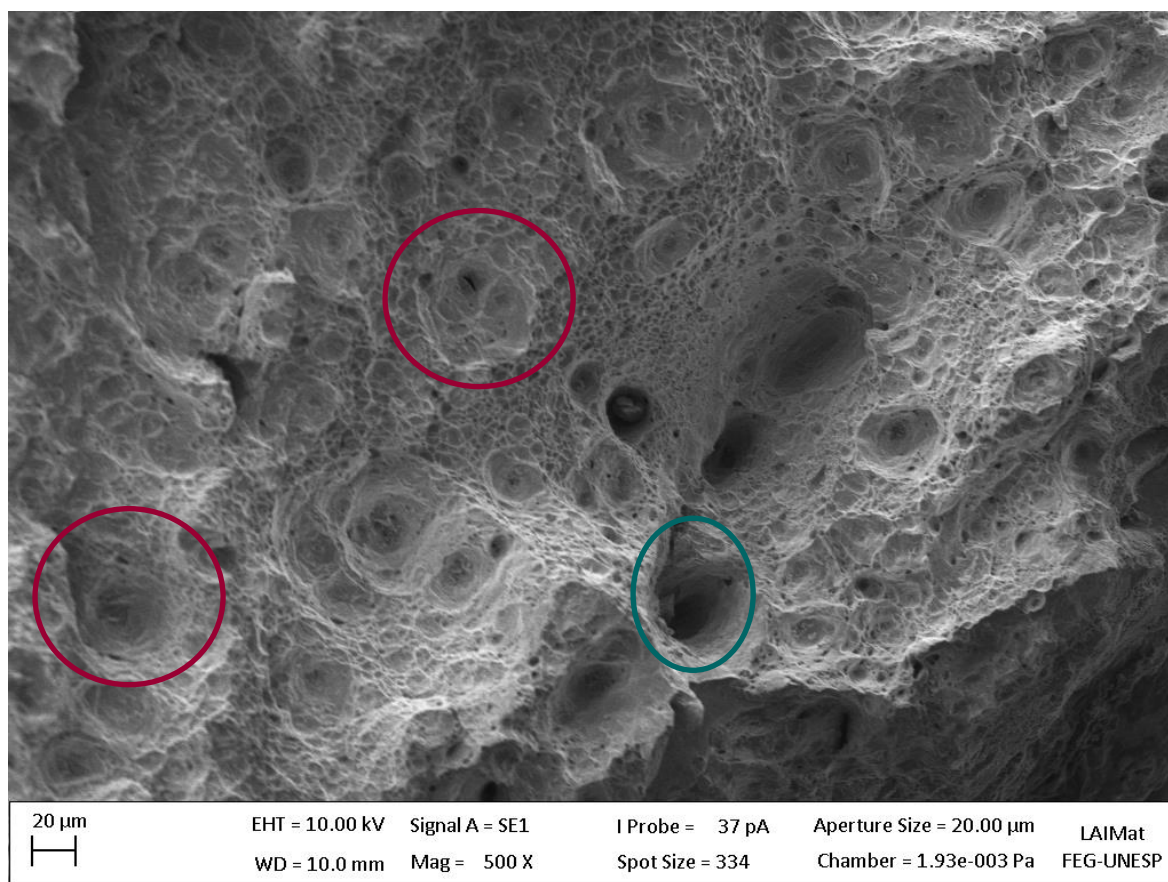
Figura 57- Região final da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 58 é mostrada a região do entalhe (região inicial) da amostra fraturada por impacto com solda a laser, com uma ampliação de 500X, observou-se a presença de *dimples* rasos e *dimples* mais profundos. Devido ao material apresentar característica dúctil, são originadas microcavidades ou *dimples* causadas pela deformação plástica na superfície de fratura.

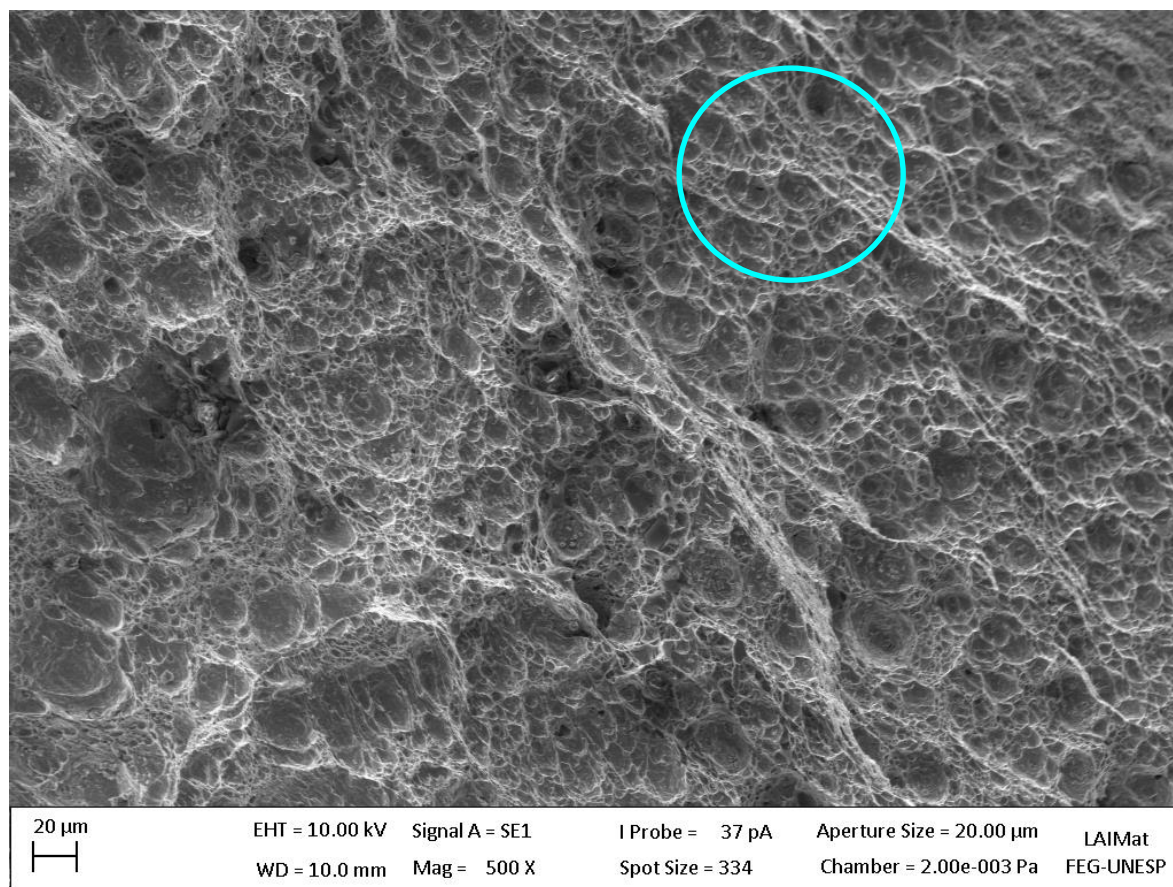
Figura 58- Região do entalhe (região inicial) da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 59 é mostrada a região final da amostra fraturada por impacto com solda a laser, com uma ampliação de 500X, observou-se um aspecto dúctil, ou seja, com microcavidades ou *dimples*, e do tipo alveolar, devido ao aço de fases complexas ser um aço mais refinado e por apresentar finos precipitados.

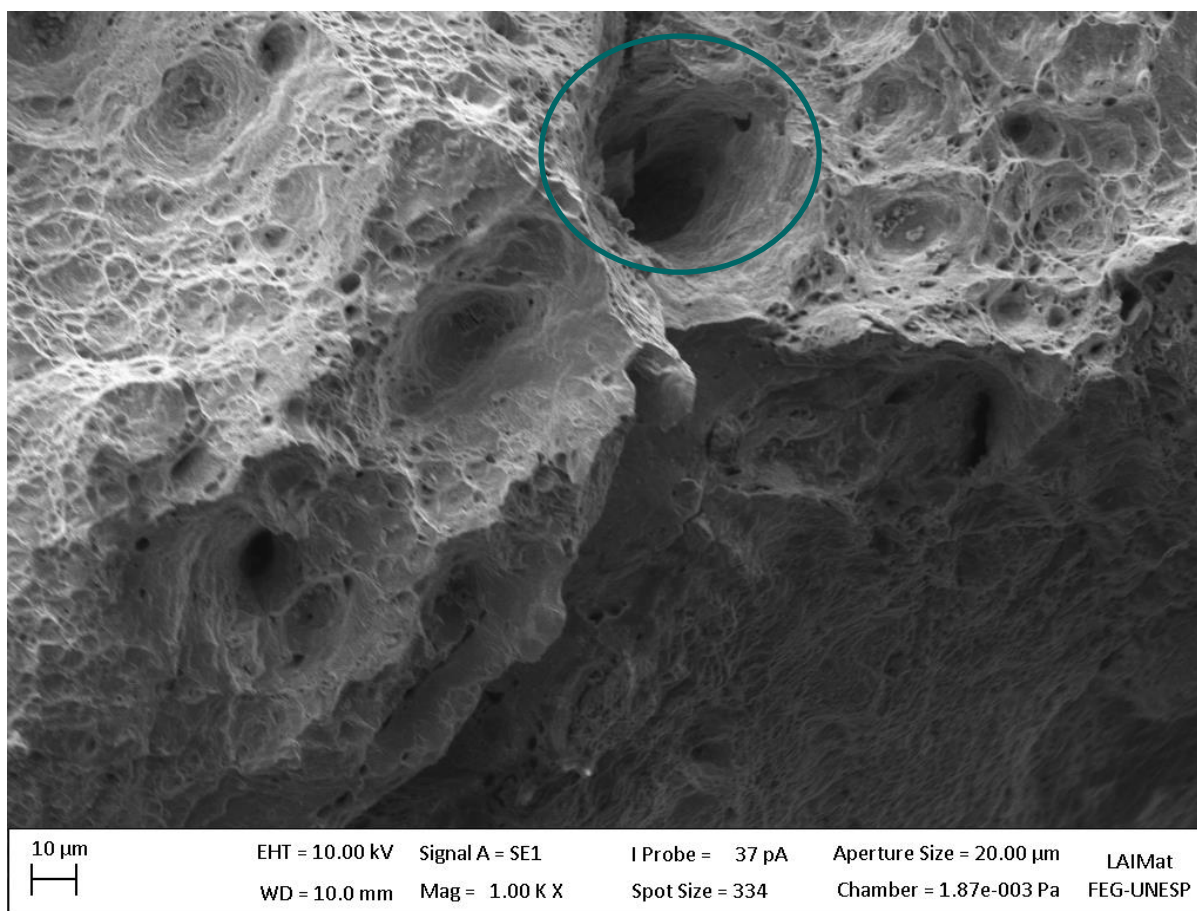
Figura 59 - Região final da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 60 é mostrada a região do entalhe (região inicial) da amostra fraturada por impacto com solda a laser, com uma ampliação de 1000X, observou-se a presença de microcavidades ou *dimples* mais profundos.

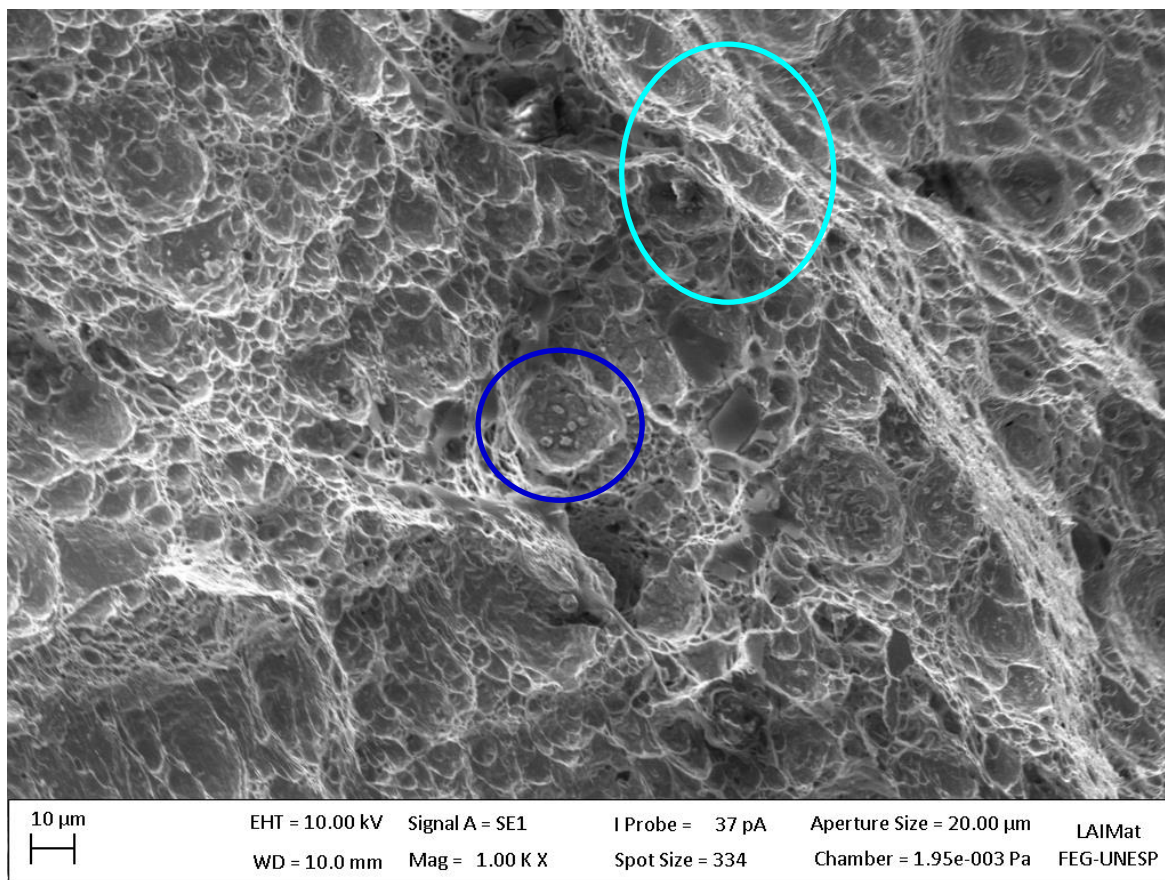
Figura 60- Região do entalhe (região inicial) da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 61 é mostrada a região final da amostra fraturada por impacto com solda a laser, com uma ampliação de 1000X, observou-se um aspecto dúctil e presença de finos precipitados, característica deste material.

Figura 61- Região final da amostra fraturada por impacto na temperatura de 60°C.



Fonte: Próprio Autor.

4.6. Resultados da caracterização microestrutural do aço CPW-800 com a utilização da soldagem a laser, obtidas por meio do microscópio óptico (MO):

Foram obtidas as imagens da microestrutura do aço CPW-800, utilizando o MO, onde as amostras foram atacadas com o reagente químico Nital 3% (3% de ácido nítrico e 97% de álcool etílico), soldadas a laser.

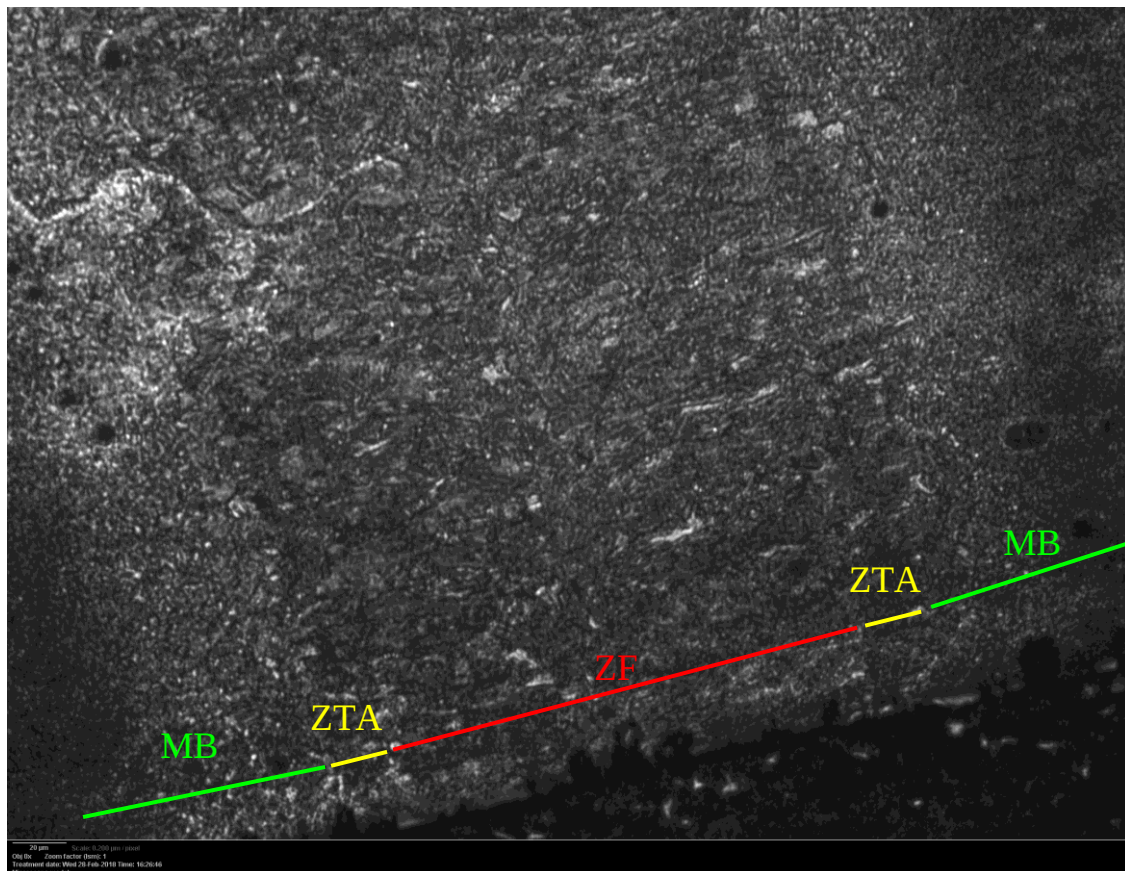
Na Figura 62, o método de ataque da amostra foi por esfregamento, por um tempo de 15s, seca ao ar frio forçado a uma distância de aproximadamente 10 cm da superfície da amostra. Numa pequena ampliação (50X), pode-se ilustrar a fotomicrografia da amostra soldada a laser, na zona fundida (ZF) ou cordão de solda, na zona termicamente afetada (ZTA) e na região do metal de base (MB).

Na região da zona fundida (ZF), observou-se contornos de grãos um pouco alongados, mas com uma certa homogeneidade. Eles também apresentaram uma característica mais refinada e complexa, o que era de se esperar devido ao material ser um aço multifásico combinado com precipitados finos e dispersos.

Na região da zona termicamente afetada (ZTA), foi observado contornos de grãos mais bem definidos e complexos. Observou-se que a ZTA formada é bem pequena na soldagem a laser, pois o mecanismo do laser de CO₂, o qual foi utilizado para esse processo de soldagem, é aquecer e resfriar ao mesmo tempo a junção das chapas no momento da soldagem, evitando assim qualquer aquecimento excessivo, que geralmente ocorre em outros processos de soldagem.

Na região do metal de base (MB), pode-se observar contornos de grãos mais homogêneos, devido ao material apresentar uma estrutura multiconstituída combinada com finos precipitados.

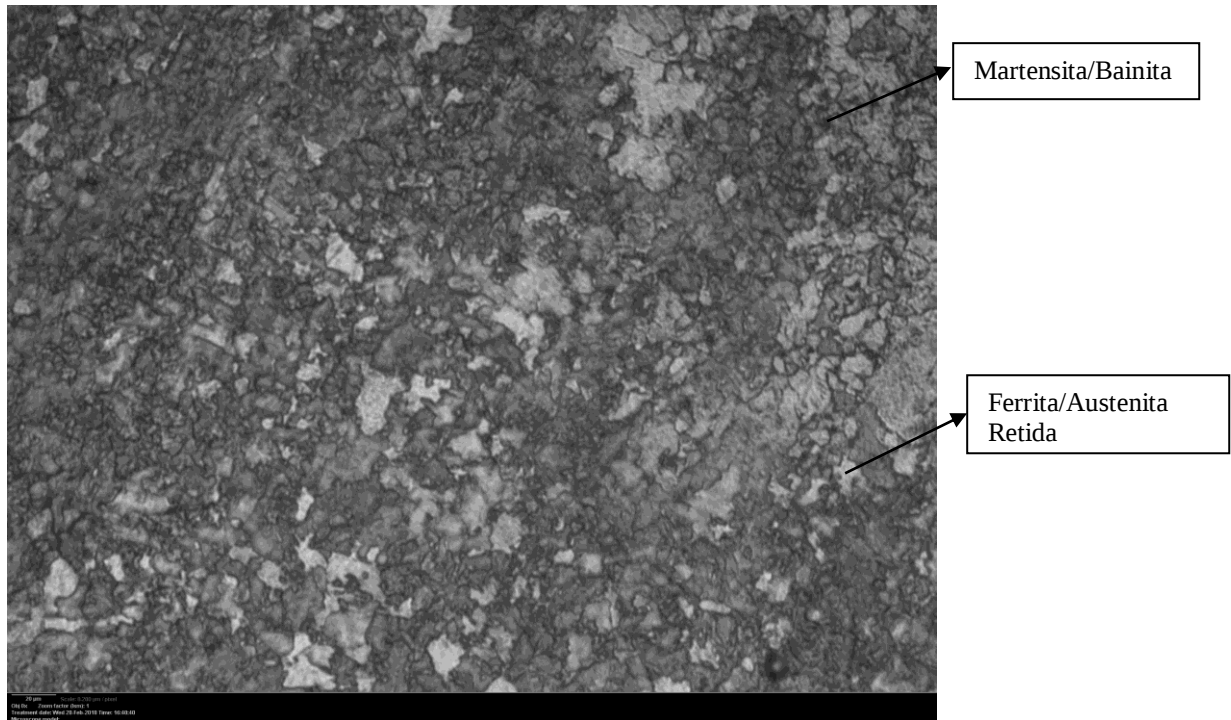
Figura 62- Fotomicrografia da amostra soldada a laser na ZF, ZTA e MB.



Fonte: Próprio Autor.

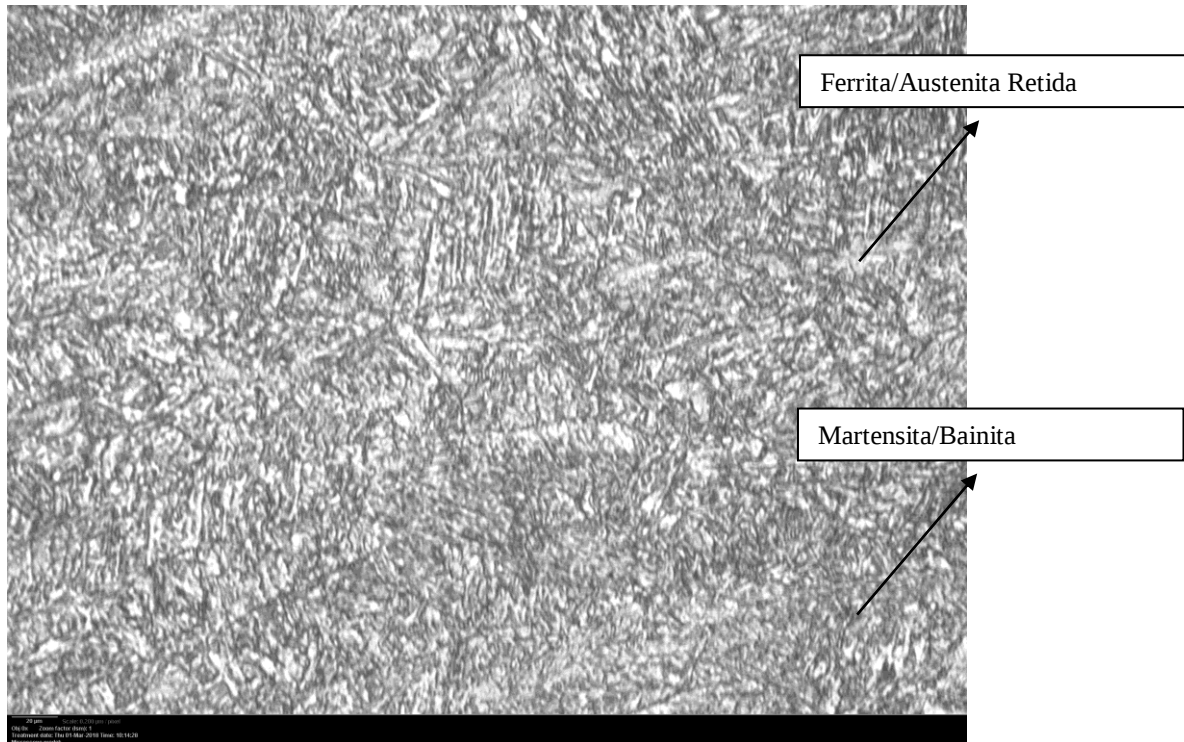
Na Figura 63, pode-se observar as fases martensita e bainita, que são as fases mais escuras e as fases ferrita e austenita retida, que são as fases mais claras, formadas na região do metal base.

Figura 63- Ataque químico com Nital 3% por 15s, sem a utilização da soldagem a laser, na região do metal base (MB).



Na Figura 64, pode-se observar as fases martensita e bainita, que são as fases mais escuras e as fases ferrita e austenita retida, que são as fases mais claras, formadas na zona fundida.

Figura 64- Ataque químico com Nital 3% por 15s, com a utilização da soldagem a laser, na região do cordão de solda ou zona fundida (ZF).



Fonte: Próprio Autor.

5. CONCLUSÕES

Buscando fazer uma comparação das propriedades mecânicas do material aço CPW-800 (aço de fases complexas) sem e com o processo de soldagem a laser, pode-se concluir que:

Ensaio mecânicos (tração; fadiga axial e impacto):

- Limite de resistência à tração:

Ensaio de tração e testes estatísticos: a solda a laser não teve influência.

- Limite de escoamento:

Ensaio de tração e testes estatísticos: a solda a laser não teve influência.

- Alongamento:

Ensaio de tração e testes estatísticos: a solda a laser teve influência.

- Redução de área:

Ensaio de tração e testes estatísticos: a solda a laser não teve influência.

- Número de ciclos:

Ensaio de fadiga axial e testes estatísticos: a solda a laser teve influência.

- Energia absorvida:

Ensaio de impacto e testes estatísticos: a solda a laser não teve influência.

Buscando fazer uma caracterização da superfície fraturada do material aço CPW-800 (aço de fases complexas) soldado a laser, pode-se concluir que:

Superfície Fraturada:

Nível de tensão de 95% da tensão de escoamento: característica dúctil, presença de *dimples* ou alvéolos e estrias.

Temperatura de 60°C: característica dúctil e *dimples* mais profundos, ou seja, mais deformação e maior absorção de energia.

Buscando fazer uma caracterização da microestrutura (superfície não fraturada) do material aço CPW-800 (aço de fases complexas) soldado a laser, pode-se concluir que:

Microestrutura - Nital 3%:

Zona Fundida (ZF): contornos de grãos um pouco alongados, com uma característica mais refinada e complexa.

Zona Termicamente Afetada (ZTA): contornos de grãos mais bem definidos e complexos.

Metal Base (MB): contornos de grãos mais homogêneos.

Zona Fundida (ZF) e Metal Base (MB): Fases claras - ferrita/austenita retida.

Zona Fundida (ZF) e Metal Base (MB): Fases escuras - martensita/bainita.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar o processo de soldagem a laser em outros tipos de aços e caracterizar a microestrutura deste aço de fases complexas (CP) soldado a laser utilizando ataques químicos coloridos, tais como, LePera e Metabissulfito de Sódio 10%.
- Aplicar o processo de soldagem a laser em materiais híbridos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGHAIE-KHAFRI, M. Hot deformation of 15-5 PH stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 527, p. 1052-1057, 2010.

BÄRWALD, M. et al. Supporting the Development of AHSS by Online Measurement of Material Properties With IMPOCpro. **International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels**, p. 213–224, 2013.

BELANGER, P. J. et al. Automotive Body Press - Hardened Steel Trends. **International Symposium on the New Developments of Advanced High-Strength Steel**, p. 239–250, 2013.

BHARGAVA, M.; TEWARI, A.; MISHRA, S. K. Forming limit diagram of Advanced High Strength Steels (AHSS) based on strain-path diagram. **Materials and Design**, v. 85, p. 149–155, 2015.

BIAN, J.; MOHRBACHER, H. Novel Alloying Design for Press Hardening Steels With Better Crash Performance. **International Symposium on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels**, p. 251–262, 2013.

BRANAGAN, D. J. et al. Material Breakthroughs Leading Toward Next Generation AHSS. 2013.

CAI, Z. H. et al. Interplay between deformation behavior and mechanical properties of intercritically annealed and tempered medium-manganese transformation-induced plasticity steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 654, p. 359–367, 2016.

CHEN, M. et al. Correlation Between Deformation-Induced Martensitic Transformation and Mechanical Properties in TRIP Phenomenon. **International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels**, p. 371–376, 2013.

CHENG, S. et al. Static NanoPhase Refinement in New Class of Advanced High Strength Steels Static NanoPhase Refinement – a new mechanism - The principles of Static NanoPhase Refinement Importance of Static NanoPhase Refinement to NanoSteel properties Conclusions. p. 1–23, 2013.

CORREARD, G. C. C.; MIRANDA, G. P.; LIMA, M. S. F. Development of laser beam welding of advanced high-strength steels (online version). **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, p. 1967–1977, 2015.

DE COOMAN, B. C.; LEE, S. The Mechanical Properties of 10-12% Mn Steels. **Proceedings of the International Symposium on New Developments in AHSS**, p. 95–103, 2013.

DONG, D. et al. Microstructure and dynamic tensile behavior of DP600 dual phase steel joint by laser welding. **Materials Science and Engineering A**, v. 594, p. 17–25, 2014.

DYKEMAN, J. Advanced High Strength Steel - Recent Progress , Ongoing Challenges , and Future Opportunities. **Intl. Symp. on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels**, p. 15–28, 2013.

FARABI, N.; CHEN, D. L.; ZHOU, Y. Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 509, n. 3, p. 982–989, 2011.

FONSTEIN, N. et al. Evolution of Advanced High Strength Steels (AHSS) to Meet Automotive Challenges. **Aist**, p. 1–13, 2013.

GRAJCAR, A. et al. Study on Non-Metallic Inclusions in Laser-Welded TRIP-Aided Nb-Microalloyed Steel. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 59, n. 3, 2014.

HAN, T.-K.; PARK, B.-G.; KANG, C.-Y. Hardening characteristics of CO₂ laser welds in advanced high strength steel. **Metals and Materials International**, v. 18, n. 3, p. 473–479, 2012.

HECTOR, L. G.; KRUPITZER, J. R.; SACHDEV, A K. Integrated Computational Materials Engineering (ICME) for Third Generation Advanced High- Strength Steels : A New Four-Year Project. p. 341–349, 2000.

ING, D.; WALLMEYER, R.; NEUMANN, M. Coil-to-Coil Joining With Laser Welding in Particular for “ Sophisticated Steel Grades ”. p. 205–211, 2013.

JOHNSON, R. J. et al. Retained Austenite Effects on Hole Expansion of Ultra-High Strength Steels. p. 71–83, 2013.

KAHOUL, K. The Path to Industrial Processing of Advanced High-Strength Steel in Continuous Galvanizing Lines. **Iron & Steel Technology**, n. February, p. 63–72, 2014.

LEE, J. et al. Effect of Microstructure on Stretch-Flangeability in 980MPa Hot-Rolled Steels. **International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels**, p. 2013, 2013.

LEE, J. H. et al. Laser, tungsten inert gas, and metal active gas welding of DP780 steel:

Comparison of hardness, tensile properties and fatigue resistance. **Materials and Design**, v. 64, p. 559–565, 2014.

LIU, Y. et al. Strain rate dependent deformation and failure behavior of laser welded DP780 steel joint under dynamic tensile loading. **Materials Science and Engineering A**, v. 627, p. 296–305, 2015.

LÜ, Y.; BRUHIS, M.; MCDERMID, J. Effect of Strain Path on the Microstructural Evolution of a Fe-22Mn-0.6C Alloy. **AIST Int. Symposium on New Developments in AHSS**, p. 113–118, 2013.

MARTINS, M.S. Impact and fatigue characterization of Complex phases, structural steel used in the automotive industry. Thesis (doctorate in Mechanical Engineering in the area of projects and materials) UNESP, Campus de Guaratinguetá, 2011.

MIYAURA, E. H. Effect of residual stress on crack propagation in welded joints por FSW. UNICAMP, Campinas 2012.

MUJICA, L. et al. Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 7–8, p. 2071–2078, 2010.

MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G. C. Estatística aplicada e probabilidade para engenheiros, Segunda edição, Editora LTC, p. 357, 2009.

MUKHERJEE, S. et al. Effect of Thermomechanical processing schedule on Interphase Precipitation and Nano Clusters formation in Titanium- Molybdenum Steels. **International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels**, 2013.

NAYAK, S. S. et al. Microstructure-hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 551, p. 73–81, 2012.

PARKES, D. et al. Microstructure and fatigue properties of fiber laser welded dissimilar joints between high strength low alloy and dual-phase steels. **Materials and Design**, v. 51, p. 665–675, 2013.

PEREZ-MEDINA, G. Y. et al. Welding Effects on the Mechanical Integrity of a Trip800 Steel: a Comparison of Laser Co2 and Gmaw Processes/ Wpływ Spawania Na Integralność Mechaniczna Stali Trip800: Porównanie Spawania Laserowego Ze Spawaniem Elektroda Topliwą. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 59, n. 4, 2014.

REISGEN, U. et al. Uni- and bi-axial deformation behavior of laser welded advanced high

strength steel sheets. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 15, p. 2188–2196, 2010.

ROSSINI, M. et al. Investigation on dissimilar laser welding of advanced high strength steel sheets for the automotive industry. **Materials Science and Engineering A**, v. 628, p. 288–296, 2015.

RUSINEK, A.; KLEPACZKO, J. R. Experiments on heat generated during plastic deformation and stored energy for TRIP steels. **Materials and Design**, v. 30, n. 1, p. 35–48, 2009.

SAHA, D. C. et al. Microstructure-properties correlation in fiber laser welding of dual-phase and HSLA steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 607, p. 445–453, 2014.

SANTILLAN ESQUIVEL, A. et al. Microstructure, hardness and tensile properties of fusion zone in laser welding of advanced high strength steels. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 51, n. 3, p. 328–335, 2012.

SHARMA, R. S.; MOLIAN, P. Yb:YAG laser welding of TRIP780 steel with dual phase and mild steels for use in tailor welded blanks. **Materials and Design**, v. 30, n. 10, p. 4146–4155, 2009.

SUGIMOTO, K.; KOBAYASHI, J.; PHAM, D. V. Advanced Ultrahigh-Strength TRIP-Aided Martensitic Steels for Automotive Applications. **Proceedings of the International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels**, p. 175–184, 2013.

TSUBOI, M. et al. Relationship Between Low-Temperature Embrittlement and Microstructure of Martensite in Low-Carbon Martensitic Steel. **International Symposium on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels**, p. 377–382, 2013.

XIA, M. et al. Fusion Zone Microstructure Evolution of Al-Alloyed TRIP Steel in Diode Laser Welding. **Materials Transactions**, v. 49, n. 4, p. 746–753, 2008.

ZHANG, H. et al. Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded dissimilar thickness DP780/DP600 dual-phase steel joints. **Materials and Design**, v. 54, p. 443–449, 2014.