

**CÉSAR AUGUSTO DA SILVA GREGIO**

**Caracterização mecânica e microestrutural do aço AISI 4140  
soldado pelos processos laser e plasma**

**César Augusto da Silva Gregio**

**Caracterização mecânica e microestrutural do aço AISI 4140  
soldado pelos processos laser e plasma**

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

Orientador: Prof. Dr. Antônio Jorge Abdalla  
Coorientador: Prof. Dr. Rafael Humberto Mota de Siqueira

G819c Gregio, César Augusto da Silva  
Caracterização mecânica e microestrutural do aço AISI 4140 soldado pelos processos laser e plasma / César Augusto da Silva Gregio – Guaratinguetá, 2021.  
136 f : il.  
Bibliografia: f. 128-136

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2021.  
Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla  
Coorientador: Prof. Dr. Rafael Humberto Mota de Siqueira

1. Aço de alta resistência. 2. Soldagem. 3. Metais – tratamento térmico. 4. Chapas de aço. I. Título.


CDU 621.791(043)

**CESAR AUGUSTO DA SILVA GREGIO**

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
CURSO: MESTRADO

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

  
Prof. Dr.ª Ivonete Ávila  
Coordenadora

**BANCA EXAMINADORA:**

  
PROF. DR. ANTONIO JORGE ABDALLA

Orientador / DCTA

participou por videoconferência

  
PROF. DR. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO

UNESP/FEG

participou por videoconferência

  
PROF.ª DR.ª DANIELI APARECIDA PEREIRA REIS

UNIFESP

participou por videoconferência

## **DADOS CURRICULARES**

### **CESAR AUGUSTO DA SILVA GREGIO**

<b>NASCIMENTO</b>	09.06.1987 – São José dos Campos / SP
<b>FILIAÇÃO</b>	Luiz Carlos Gregio Edinete Aparecida da Silva Gregio
<b>2003/2004</b>	Curso Técnico Mecânico Escola CEPHAS – São José dos Campos
<b>2004/2006</b>	Curso Técnico em Desenhos de Projetos Escola SENAI “Santos Dumont”
<b>2007/2012</b>	Graduação em Engenharia Industrial Mecânica ETEP Faculdades – São José dos Campos

Dedico este trabalho de modo especial,  
à minha família.

## **AGRADECIMENTOS**

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos.

Aos meus orientadores, Prof. Dr. Antônio Jorge Abdalla e Rafael Humberto Mota de Siqueira que jamais deixaram de me incentivar. Sem esta orientação, dedicação, paciência, incentivo e amizade, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível.

Aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá pela dedicação no atendimento e apoio ao meu trabalho.

Aos funcionários da Divisão de Mecânica (AME) do IAE/DCTA pelo apoio dado durante a aquisição da matéria prima e realização dos processos de soldagem a plasma.

Aos funcionários do Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do IEAv/DCTA pelo apoio dado durante a realização do processo de soldagem a laser.

Aos funcionários da oficina mecânica SUTEC do IEAv/DCTA pela confecção dos corpos de prova para os ensaios de tração

Ao Téc. Edevaldo Faria Diniz da Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA, pelo apoio na realização dos tratamentos térmicos.

Ao Técnico Douglas Henrique da Silva Costa da Divisão de Sistemas Aeronáuticos – ASA Subdivisão de Ensaios Estruturais – ASA-E/IAE/DCTA, pelos ensaios de tração realizados.

Ao Dr. Christian Frederico de Avila Von Dollinger, Dr. João Marcos Kruszynski de Assis e ao Téc. Claudemir Patuci da Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA pelo suporte na realização das análises metalográficas e pela microscopia eletrônica de varredura (MEV).

“A menos que modifiquemos a nossa maneira de pensar, não seremos capazes de resolver os problemas causados pela forma como nos acostumamos a ver o mundo”.

*Albert Einstein*

## RESUMO

O setor automotivo e, principalmente, o aeroespacial são exemplos de áreas onde o aço AISI 4140 tem larga aplicação. Na indústria aeroespacial o aço AISI 4140 é muito utilizado para confecção de componentes estruturais para aeronaves e envelopes motores de veículos de sondagem. O IAE/DCTA utiliza o aço AISI 4140 na fabricação de virolas de motores de veículos de sondagem. Atualmente, o processo de união destas virolas é feito por soldagem a plasma. Devido às vantagens do processo de soldagem a laser, como rapidez, facilidade de automação, redução nas zonas fundidas e afetadas pelo calor, pretende-se, neste trabalho, comparar os dois processos de soldagem e estudar a viabilidade de se utilizar o processo a laser nas chapas de aço AISI 4140. Foram inicialmente realizadas as soldas (plasma e laser), a partir dos parâmetros de processo encontrados na literatura e foram escolhidos os melhores parâmetros para o aço AISI 4140 com a espessura de 3,5 mm. Foram também aplicados tratamentos térmicos específicos (têmpera e revenimento, apenas revenimento e têmpera intercrítica) pós solda para avaliar se estes poderiam melhorar as propriedades mecânicas. Após esta fase, foi feita uma caracterização microestrutural da zona fundida e da zona afetada pelo calor. Para completar o ciclo e permitir uma compreensão mais aprofundada dos processos, foram realizadas medidas de dureza em cada região da solda e realizados testes de tração para avaliar as propriedades mecânicas. Análises e correlações entre microestrutura e propriedades mecânicas foram realizadas para qualificar os processos de soldagem utilizados. Após os processos de soldagem, tratamentos térmicos e ensaios mecânicos, observou-se um aumento satisfatório nas propriedades mecânicas dos materiais utilizados e boa eficiência das juntas soldadas em praticamente todos os casos estudados, com destaque para a condição temperada e revenida que duplicou os valores de resistência, sem perda da ductilidade. Tecnicamente, o processo de soldagem a laser mostrou-se mais adequado em relação às propriedades mecânicas encontradas, porém estudos de viabilidade econômica devem ser conduzidos paralelamente a fim de apontar o processo de soldagem mais adequado.

**PALAVRAS-CHAVE:** Solda a laser. Solda a plasma. Aço AISI 4140. Propriedades mecânicas. Caracterização microestrutural.

## ABSTRACT

The automotive sector and, especially, aerospace are examples of areas where AISI 4140 steel has wide application. In the aerospace industry, AISI 4140 steel is widely used for making structural components for aircraft and motor cases for research vehicles. The IAE/DCTA uses AISI 4140 steel in the manufacture of research vehicle motor cases. Currently, the process of joining these motor cases is done by plasma welding. Due to the advantages of the laser welding process, such as speed, ease of automation, reduction in molten and heat-affected zones, this work intends to compare the two welding processes and study the feasibility of using the laser process on AISI 4140 steel plates. Welds were initially carried out (plasma and laser), based on the process parameters found in the literature, and the best parameters were chosen for AISI 4140 steel with a thickness of 3.5 mm. Specific heat treatments were also applied (hardening and tempering, only tempering and intercritical hardening) after welding to assess whether these could improve the mechanical properties. After this phase, a microstructural characterization of the molten zone and the heat-affected zone was carried out. To complete the cycle and allow a deeper understanding of the processes, hardness measurements were taken in each region of the weld and tensile tests were carried out to assess the mechanical properties. Analyzes and correlations between microstructure and mechanical properties were performed to qualify the welding processes used. After the welding processes, heat treatments and mechanical tests, there was a satisfactory increase in the mechanical properties of the materials used and good efficiency of the welded joints in practically all cases studied, with emphasis on the hardened and tempered condition, which doubled the values of strength, without loss of ductility. Technically, the laser welding process proved to be more adequate in relation to the mechanical properties found, but economic feasibility studies must be carried out in parallel in order to point out the most adequate welding process.

**KEYWORDS:** Laser welding. Plasma welding. AISI 4140 Steel. Mechanical properties. Microstructural characterization.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Envelope motor de foguete.....	22
Figura 2 - Aço com 0,4 % de carbono, microestrutura composta por ferrita e perlita.....	30
Figura 3 - Regiões formadas na soldagem por fusão.....	32
Figura 4 - Processo PAW e principais componentes.....	33
Figura 5 - Comparação esquemática dos bocais de soldagem TIG e PAW.....	34
Figura 6 - Comparação entre os processos TIG (Esquerda) e PAW (Direita).....	34
Figura 7 - Configuração básica de um bocal constritor PAW.....	35
Figura 8 - Diferentes modos de operações da soldagem a plasma.....	37
Figura 9 - Processo de formação do “ <i>Keyhole</i> ”.....	37
Figura 10 - Estação de processamento de materiais com laser a fibra.....	40
Figura 11 - Processo de soldagem a laser por condução.....	41
Figura 12 - Processo de soldagem a laser por penetração.....	41
Figura 13 - Tratamento térmico em envelope motor de foguete.....	44
Figura 14 - Diagrama Fe-C com as temperaturas críticas dos aços.....	45
Figura 15 - Diagrama TTT de um aço AISI 4140.....	47
Figura 16 - Diagrama CCT de um aço AISI 4140.....	47
Figura 17 - Temperaturas recomendadas para têmpera e normalização.....	48
Figura 18 - Desenho esquemático dos tratamentos de têmpera (A) e martêmpera (B).....	50
Figura 19 - Desenho esquemático do tratamento térmico de austêmpera.....	50
Figura 20 - Microscopia óptica mostrando uma microestrutura bainítica (B), Martensita (M) e Ferrita (F).....	51
Figura 21 - Relação entre dureza e tempo de revenimento para um aço eutetóide AISI 1080.....	53
Figura 22 - Relação entre resistência a tração, limite de escoamento e ductilidade versus temperatura de revenimento para um aço AISI 4340.....	53
Figura 23 - Tratamentos térmicos para obtenção de aços bifásicos (a) e multifásicos (b).....	54
Figura 24 - Atividades desenvolvidas na parte experimental do trabalho.....	56
Figura 25 - Chapa cortada nas medidas 450 x 100 x 3,5 [mm] antes da limpeza.....	58
Figura 26 - Chapa cortada nas medidas 450 x 100 x 3,5 [mm] após limpeza.....	59
Figura 27 - Equipamento de soldagem MERKLE BALMER modelo Insquare P 421.....	60
Figura 28 - Módulo de plasma da marca MERKLE BALMER modelo PT 11.....	60
Figura 29 - Alimentador de arame CK WORLDWIDE WF-3.....	60
Figura 30 - Dispositivo utilizado para soldas longitudinais (Fabricação IAE).....	61

Figura 31 - Aço AISI 4140 soldado a plasma com metal de adição.....	61
Figura 32 - Aço AISI 4140 soldado a plasma sem metal de adição.....	61
Figura 33 - Equipamento de soldagem a laser (DedALO) – IEAv/DCTA.....	62
Figura 34 - Chapa cortada nas medidas 135 x 100 x 3,5 [mm] após limpeza.....	63
Figura 35 - <i>Setup</i> do equipamento para soldagem a laser.....	64
Figura 36 - Chapa utilizada para os testes a laser.....	64
Figura 37 - Soldagem final – laser.....	64
Figura 38 - Dimensões dos corpos de prova utilizados para ensaios de tração. [mm].....	66
Figura 39 – Usinagem dos corpos de prova utilizando eletroerosão a fio.....	66
Figura 40 - Forno utilizado para o tratamento térmico de revenimento.....	67
Figura 41 - Representação esquemática do ciclo de duplo revenimento.....	68
Figura 42 - Representação esquemática do ciclo de têmpera com duplo revenimento posterior. .....	69
Figura 43 - Forno utilizado para o tratamento térmico intercrítico a 760 °C.....	70
Figura 44 - Representação esquemática do ciclo do tratamento intercrítico.....	70
Figura 45 - Cortadeira metalográfica de precisão TECLAGO, modelo CPT-25.....	71
Figura 46 - Embutidora AROTEC, modelo PRE-30.....	72
Figura 47 - Lixadeira AROTEC.....	72
Figura 48 - Politriz AROTEC.....	72
Figura 49 - Microdurômetro FM-700 <i>Future Tech</i> .....	74
Figura 50 - Indentação da amostra.....	74
Figura 51 - Ilustração das posições dos pontos de medição da microdureza.....	74
Figura 52 - Equipamento utilizado para ensaios de tração MTS 810.23M, com célula de carga de 250 kN.....	75
Figura 53 - Cdps sem solda e soldados a laser, tratados e não tratados termicamente.....	76
Figura 54 - Cdps soldados a plasma sem e com metal de adição, tratados e não tratados termicamente.....	77
Figura 55 - Microestrutura do material conforme recebido. (Ataque: Nital 2%).....	79
Figura 56 - Cordão de solda a plasma sem metal de adição. (MO)(Ataque: Nital 2%).....	82
Figura 57 - Cordão de solda a plasma com metal de adição. (MO)(Ataque: Nital 2%).....	82
Figura 58 - Cordões de solda a laser, amostras 1, 2, 3 e 4. (MO)(Ataque: Nital 2%).....	83
Figura 59 - Cordões de solda a laser, amostras 5, 6, 7 e 8. (MO)(Ataque: Nital 2%).....	84
Figura 60 - Cordões de solda a laser, amostras 9, 10 e 11. (MO)(Ataque: Nital 2%).....	85
Figura 61 - Relação entre velocidade de soldagem e profundidade de penetração da solda....	87

Figura 62 - Relação entre velocidade de soldagem e largura do topo do cordão de solda.....	87
Figura 63 - Relação entre velocidade de soldagem e largura da raiz do cordão de solda.....	88
Figura 64 - Microestrutura da junta soldada a laser sem tratamento térmico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) Transição entre MB, ZTA e ZF, 50x; (B) ZF, 50x; (C) Visão geral da junta soldada, 25x. (MO)Nital 3%.....	90
Figura 65 - Microestrutura da junta soldada a laser sem tratamento térmico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) Entrada do cordão de solda, 100x; (B) Visão geral da junta soldada, 25x; (C) Saída do cordão de solda, 100x. (MO)Nital 3%.....	91
Figura 66 - Microestrutura da junta soldada a laser sem tratamento térmico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica, 500x; (B) Região de refino de grão, 200x; (C) Material base, 500x. (MO)Nital 3%.....	92
Figura 67 - Visão geral do material soldado a plasma sem metal de adição sem tratamento térmico, transição entre MB, ZTA e ZF, 12,5x. (MO)Nital 3%.....	92
Figura 68 - Microestrutura da junta soldada a plasma sem metal de adição sem tratamento térmico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica orientada, 25x; (B) ZTA, região de refino de grão, 50x; (C) Zona de transição, 25x. (MO)Nital 3%.....	93
Figura 69 - Visão geral do material soldado a plasma com metal de adição sem tratamento térmico, transição entre MB, ZTA e ZF, 12,5x. (MO)Nital 3%.....	94
Figura 70 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição sem tratamento térmico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica orientada, 50x; (B) ZTA, região de refino de grão, 50x; (C) Zona de transição, 25x. (MO)Nital 3%.....	95
Figura 71 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição sem TTO, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura martensítica, 200x; (B) ZTA, região de refino de grão, 200x; (C) Zona de transição, 100x; (D) MB, 1000x. (MO)Nital 3%.....	96
Figura 72 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição temperada e revenida, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica, 25x; (B) ZTA, região de refino de grão, 50x; (C) Visão geral da junta soldada, 12,5x. (MO)Nital 3%.....	97
Figura 73 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição temperada e revenida, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica, 200x; (B) ZTA, região de refino de grão, 200x; (C) MB, 200x; (D) ZF, estrutura dendrítica, 500x; (E) ZTA, região de refino de grão, 500x; (F) MB, 500x. (MO)Nital 3%.....	98
Figura 74 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição com tratamento térmico intercrítico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica orientada,	

25x; (B) ZTA, região de refino de grão, 50x; (C) Visão geral da junta soldada, 12,5x. (MO)Nital 3%.....	99
Figura 75 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição com tratamento térmico intercrítico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica, 200x; (B) ZTA, região de refino de grão, 200x; (C) MB, 200x; (D) ZF, estrutura dendrítica, 500x; (E) ZTA, região de refino de grão, 500x; (F) MB, 500x. (MO)Nital 3%.....	100
Figura 76 - Dureza após soldagem sem tratamento térmico.....	102
Figura 77 - Dureza após soldagem com tratamento térmico de revenimento.....	103
Figura 78 - Dureza após soldagem com tratamento térmico de têmpera e revenimento.....	104
Figura 79 - Dureza após soldagem com tratamento térmico Intercrítico.....	105
Figura 80 – Curvas Tensão-deformação para o aço AISI 4140 – Sem tratamento térmico..	106
Figura 81 - Curvas Tensão-deformação para o aço AISI 4140 – Após revenimento.....	107
Figura 82 - Curvas Tensão-deformação para o aço AISI 4140 – Após têmpera e revenimento. ....	108
Figura 83 - Curvas Tensão-deformação para o aço AISI 4140 – Após tratamento intercrítico. ....	109
Figura 84 - Comparativo entre Limite de escoamento ( $\sigma_y$ ), Tensão máxima ( $\sigma_{max}$ ) e Tensão de ruptura ( $\sigma_{rup}$ ) para todos os casos estudados.....	111
Figura 85 - Comparativo entre Alongamento (%) para todos os casos.....	112
Figura 86 - Aço AISI 4140 sem soldagem e sem tratamento térmico, rompido em tração,..	115
Figura 87 - Aço AISI 4140 sem soldagem e revenido, rompido em tração,.....	116
Figura 88 - Aço AISI 4140 sem soldagem, temperado e revenido, rompido em tração, (A) e (B) Aumento de 500x; (C) – Aumento de 56x.....	117
Figura 89 - Aço AISI 4140 sem soldagem, com tratamento intercrítico, rompido em tração, (A) e (B) Aumento de 500x; (C) – Aumento de 56x.....	118
Figura 90 - Aço AISI 4140 soldado a laser, com tratamento intercrítico, rompido em tração, (A) e (B) Aumento de 500x; (C) – Aumento de 56x.....	119
Figura 91 - Aço AISI 4140 soldado a plasma sem metal de adição, com tratamento intercrítico, rompido em tração, (A) e (B) Aumento de 500x; (C) – Aumento de 56x.....	120
Figura 92 - Aço AISI 4140 soldado a plasma com metal de adição, com tratamento intercrítico, rompido em tração, (A) e (B) Aumento de 500x; (C) – Aumento de 56x.....	121

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição das ligas classificadas como médio carbono e baixa liga (% peso)....	26
Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço AISI 4140 (Cdps com 12,7 mm de diâmetro, temperados em óleo a partir de 845 °C).....	29
Tabela 3 - Classificação dos processos de soldagem por fusão.....	31
Tabela 4 - Parâmetros utilizados para a soldagem a plasma sem metal de adição.....	59
Tabela 5 - Parâmetros utilizados para a soldagem a plasma com metal de adição.....	59
Tabela 6 - Quantidade de corpos de prova fabricados para os ensaios de tração.....	65
Tabela 7 - Quantidade de corpos de prova para cada tratamento térmico aplicado.....	67
Tabela 8 – Quantidade de cdps que foram ensaiados para cada caso.....	76
Tabela 9 - Composição química encontrada em análise química e composição especificada pela norma SAE J404 Rev. 2000.....	78
Tabela 10 - Parâmetros iniciais testados durante a soldagem a laser.....	80
Tabela 11 - Resultados da análise visual após os testes de soldagem a laser.....	81
Tabela 12 - Valores de dureza para os materiais sem processo de soldagem.....	101
Tabela 13 - Resultados dos ensaios de tração em todas as condições.....	110
Tabela 14 - Região de rompimento durante os ensaios de tração para todas as condições....	113

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Austenita
A1	Início do intervalo de transformação ou temperatura eutetóide
A3	Temperatura mínima de austenitização
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i> (Instituto Americano de Ferro e Aço)
AIE	Divisão de Integração e Ensaios do Instituto de Aeronáutica e Espaço
AME	Divisão de Mecânica do Instituto de Aeronáutica e Espaço
AMR	Divisão de Materiais do Instituto de Aeronáutica e Espaço
ASM	<i>American Society for Metals</i> (Sociedade Americana de Metais)
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
AR	Austenita retida
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana para Testes e Materiais)
AWS	<i>American Welding Society</i> (Sociedade Americana de Soldagem)
B	Bainita
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i> (Transformação por Resfriamento Contínuo)
Cdp	Corpo de prova
DCTA	Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial
DP	<i>Dual Phase</i> (Duas Fases)
EBW	<i>Electron-Beam Welding</i> (Soldagem por Feixe de Elétrons)
F	Ferrita
FEG	Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá
FCAW	<i>Flux Cored Arc Welding</i> (Soldagem por Arame Tubular)
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i> (Soldagem por Arco Elétrico)
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i> (Soldagem Arco de Tungstênio com Proteção de Gás)
HB	<i>Hardness Brinell</i> (Dureza Brinell)

HV	<i>Hardness Vickers</i> (Dureza Vickers)
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço
IEAv	Instituto de Estudos Avançados
LASER	<i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i> (Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação)
LBW	<i>Laser Beam Welding</i> (Soldagem a Laser)
M	Martensita
MB	Material Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
MStart	Temperatura inicial da formação da martensita
OFW	<i>Oxy Fuel Welding</i> (Soldagem oxiacetilênica)
P	Potência do laser
PAW	<i>Plasma Arc Welding</i> (Soldagem a Plasma)
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i> (Sociedade de Engenheiros Automotivos)
SAW	<i>Submerged Arc Welding</i> (Soldagem por Arco Submerso)
SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i> (Soldagem a Arco Elétrico com Eléctrodo Revestido)
SUTEC	Divisão de Suporte Tecnológico do Instituto de Estudos Avançados
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i> (Soldagem por Arco Elétrico com Eletrodo de Tungstênio)
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i> (Plasticidade Induzida por Transformação)
TTO	Tratamento térmico
TTT	<i>Time-Temperature-Transformation</i> (Tempo – Temperatura – Transformação)
UHSS	<i>Ultra High Strength Steels</i> (Aço de Ultra Alta Resistência)
Vs	Velocidade de soldagem
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZAC	Zona Afetada pelo Calor

## LISTA DE SÍMBOLOS

A	Ampére
°C	Graus Celsius
°F	Graus Fahrenheit
bar	Unidade de pressão exatamente igual a 100 000 Pascal
C	Carbono
cm	Centímetro
Cr	Cromo
Cu	Cobre
E	Módulo de elasticidade
Fe	Ferro
Fe-C	Ferro Carbono
Fe <sub>3</sub> C	Carboneto de Ferro
g	Gramas
gf	Gramas Força
h	Horas
J	Joules
kN	Kilo Newton
ksi	<i>Kilopound per Square Inch</i> (Quilopound por Polegada Quadrada)
kW	Kilowatt
m	Metro
m <sup>3</sup>	Metro cúbico
min	Minuto
mm	Milímetro
MPa	Megapascal = MN/m <sup>2</sup>
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
P	Fósforo
”	Polegadas
Psi	<i>Pound per Square Inch</i> (Pound por Polegada Quadrada)
Rpm	Rotações por minuto
s	Segundo
S	Enxofre

Si	Silício
t	Tempo
TiC	Carboneto de Titânio
V	Vanádio
w	Potência
W	Tungstênio
$\mu$	Micro
$\alpha$	Ferrita
$\sigma_{rup}$	Tensão de ruptura
$\sigma_{max}$	Tensão máxima admissível
$\sigma_y$	Tensão de escoamento
$L_p$	Limite de proporcionalidade

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	21
1.1	OBJETIVO GERAL.....	24
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	24
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	25
2.1	AÇOS DE ULTRA ALTA RESISTÊNCIA (UHSS).....	25
2.2	AÇO AISI 4140.....	27
<b>2.2.1</b>	<b>Propriedades mecânicas e microestruturais do aço AISI 4140</b> .....	29
2.3	SOLDAGEM.....	30
<b>2.3.1</b>	<b>Soldagem a plasma – PAW</b> .....	33
2.3.1.1	Arco transferido e arco não transferido.....	36
2.3.1.2	Microplasma, Plasma de Média Corrente e Keyhole.....	36
2.3.1.3	Vantagens.....	38
2.3.1.4	Desvantagens.....	38
<b>2.3.2</b>	<b>Soldagem a laser – LBW</b> .....	39
2.3.2.1	Soldagem a laser por condução e por penetração.....	40
2.3.2.2	Vantagens.....	42
2.3.2.3	Desvantagens.....	42
<b>2.3.3</b>	<b>Soldagem do aço AISI 4140</b> .....	43
2.4	TRATAMENTOS TÉRMICOS APLICADOS AO AÇO.....	43
<b>2.4.1</b>	<b>Têmpera</b> .....	48
<b>2.4.2</b>	<b>Martêmpera</b> .....	49
<b>2.4.3</b>	<b>Austêmpera</b> .....	50
<b>2.4.4</b>	<b>Revenimento</b> .....	51
<b>2.4.5</b>	<b>Tratamento intercrítico</b> .....	54
<b>2.4.6</b>	<b>Tratamentos térmicos aplicados no aço AISI 4140</b> .....	55
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	56
3.1	CONTROLE DO MATERIAL RECEBIDO.....	57
<b>3.1.1</b>	<b>Análise química</b> .....	57
<b>3.1.2</b>	<b>Análise metalográfica</b> .....	57
<b>3.1.3</b>	<b>Análise das propriedades mecânicas</b> .....	58
3.2	SOLDAGEM.....	58
<b>3.2.1</b>	<b>Soldagem pelo processo plasma</b> .....	58

3.2.2	<b>Soldagem pelo processo laser</b> .....	62
3.3	ANÁLISE MORFOLÓGICA DOS CORDÕES DE SOLDA.....	65
3.4	CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	65
3.5	TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	66
3.5.1	<b>Tratamento térmico de revenimento</b> .....	67
3.5.2	<b>Tratamento térmico de têmpera e revenimento</b> .....	68
3.5.3	<b>Tratamento térmico intercrítico</b> .....	69
3.6	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	70
3.6.1	<b>Preparação das amostras para metalografia</b> .....	71
3.6.2	<b>Ataques químicos</b> .....	73
3.7	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV).....	73
3.8	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	74
3.9	ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	77
4	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	78
4.1	CONTROLE DO MATERIAL RECEBIDO.....	78
4.1.1	<b>Análise química</b> .....	78
4.1.2	<b>Análise metalográfica</b> .....	79
4.1.3	<b>Análise das propriedades mecânicas</b> .....	79
4.2	SOLDAGEM.....	80
4.2.1	<b>Soldagem pelo processo plasma</b> .....	80
4.2.2	<b>Soldagem pelo processo laser</b> .....	80
4.3	ANÁLISE MORFOLÓGICA DOS CORDÕES DE SOLDA.....	81
4.3.1	<b>Análise morfológica dos cordões de solda a plasma</b> .....	81
4.3.2	<b>Análise morfológica dos cordões de solda a laser</b> .....	82
4.4	ANÁLISES METALOGRAFICAS.....	89
4.4.1	<b>Material soldado a laser sem tratamento térmico</b> .....	89
4.4.2	<b>Material soldado a plasma sem metal de adição e sem tratamento térmico</b> .....	92
4.4.3	<b>Material soldado a plasma com metal de adição e sem tratamento térmico</b> .....	94
4.4.4	<b>Material soldado a plasma com metal de adição temperado e revenido</b> .....	96
4.4.5	<b>Material soldado a plasma com metal de adição com tratamento térmico intercrítico</b> .....	98
4.5	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV).....	100
4.5.1	<b>Microdureza vickers após soldagens, sem tratamento térmico</b> .....	101
4.5.2	<b>Microdureza vickers após soldagens, com tratamento térmico de revenimento</b>	102

<b>4.5.3</b>	<b>Microdureza vickers após soldagens, com tratamento térmico de têmpera e revenimento.....</b>	<b>103</b>
<b>4.5.4</b>	<b>Microdureza vickers após soldagens, com tratamento térmico intercrítico.....</b>	<b>104</b>
4.6	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	105
4.7	ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	112
<b>4.7.1</b>	<b>Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....</b>	<b>114</b>
4.7.1.1	Material sem soldagem sem tratamento térmico.....	115
4.7.1.2	Material sem soldagem revenido.....	115
4.7.1.3	Material sem soldagem temperado e revenido.....	116
4.7.1.4	Material sem soldagem e com tratamento térmico intercrítico.....	117
4.7.1.5	Material soldado a laser e com tratamento térmico intercrítico.....	118
4.7.1.6	Material soldado a plasma sem metal de adição e com tratamento térmico intercrítico.....	119
4.7.1.7	Material soldado a plasma com metal de adição e com tratamento térmico intercrítico.....	120
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO.....</b>	<b>122</b>
<b>6</b>	<b>TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>124</b>
	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>125</b>

## 1 INTRODUÇÃO

No passado, soldagem era comumente conceituada como uma simples “junção de metais por fusão”, porém atualmente os processos de soldagem são de grande importância em diversas junções de materiais, em diversos componentes de engenharia, principalmente de metais. Podem-se incluir estruturas metálicas de grande porte como pontes e navios, peças de aeronaves, vasos de pressão, tubulações, até pequenas peças de elevada precisão, assim sendo, a soldagem, atualmente é bem-conceituada como “uma operação que visa à união de duas ou mais peças, assegurando na junta a continuidade das propriedades químicas e físicas”. (CHIAVERINI, 1986; HAVRILLA, 1999).

No setor aeroespacial e aeronáutico, a busca por soluções inovadoras é constante, a viabilização de uniões soldadas pode resultar em segurança e economia de peso e tempo, um exemplo prático é a substituição aos rebites de aeronaves por solda, podendo reduzir consideravelmente o peso das aeronaves. (CARDOSO, et al., 2014). Atualmente, muitos dos acidentes aéreos estão relacionados com problemas de soldagem que ocorrem durante a manufatura e a manutenção em aeronaves, sendo estes fatores os maiores responsáveis pelos riscos e acidentes fatais (CARVALHO, 2012; PAYNE, 1976). Estudos mostram que esse tipo de problema é oriundo do processo da união de materiais e acarreta o surgimento de tensões residuais de tração pós-soldagem.

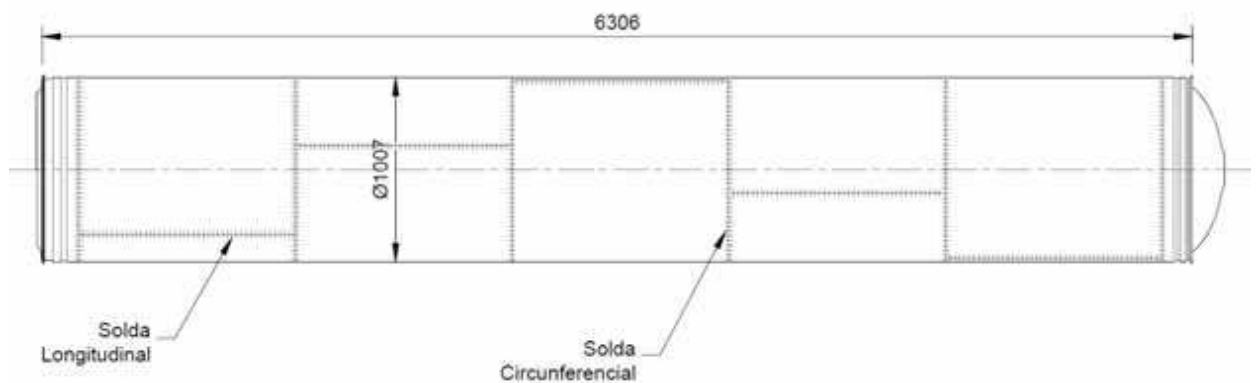
Basicamente, os projetos aeronáuticos levam em consideração as forças da gravidade durante a decolagem e o pouso, mas durante o voo as aeronaves são sujeitas às complexas forças e uma variedade de frequências e magnitudes, como vibração do berço de motor (NASCIMENTO, 2004; CARVALHO, 2012) e no trem de pouso (SOUZA NETO, 2015). Nestes equipamentos, há uma grande concentração de soldagem, que geralmente é executada utilizando os processos de solda TIG (*Tungsten Inert Gas*) ou plasma (PAW – *Plasma Arc Welding*), portanto, é fundamental realizar estudos aprofundados que permitam melhorar os processos de união e garantir a segurança dos equipamentos soldados (SOUZA NETO, 2015).

Dentro do setor aeroespacial, pode-se destacar como um produto crítico em termos de soldagem o envelope motor, que é composto de um invólucro cilíndrico com domos hemisféricos, anterior e posterior, unidos por solda, formando um vaso de pressão que forma a câmara de combustão do propelente sólido a ser queimado, com uma pressão de trabalho de aproximadamente 60 bar; este é fabricado em aço SAE/AISI 4140 para veículos de sondagem (SILVA, 2014) utilizando a soldagem a plasma (PAW – *Plasma Arc Welding*) para fazer a união das partes. Além de conter o grão propelente, o envelope motor possui função estrutural

constituindo o corpo foguete (SILVA, 2014). A fabricação de envelopes motores dos veículos lançadores de satélites e de sondagem envolve soldas longitudinais e verticais para o fechamento dos domos esféricos e junção das virolas. São processos de alta responsabilidade e, normalmente, são associados a tratamentos térmicos posteriores (SAKAI, 2016; SILVA, 2014). Os envelopes motores também podem ser soldados por um processo automatizado a laser, tão eficiente quanto a soldagem a plasma, porém apresentam diferenças nos resultados, sendo que o processo a laser pode trazer vantagens para as propriedades mecânicas do material (SOUZA NETO, 2015). Neste trabalho serão utilizados dois tipos de processos de soldagem, os processos de soldagem plasma e laser, sendo analisados de forma comparativa.

A Figura 1 mostra esquematicamente a configuração de um envelope motor de foguetes, indicando a posição das soldas longitudinais e circunferenciais.

Figura 1 - Envelope motor de foguete



Fonte: Silva (2014).

Soldagem a arco por plasma (PAW) pode ser definida como um processo de soldagem a arco com proteção a gás, em que a fusão dos metais é conseguida através do calor transferido por um arco que é criado entre um eletrodo de tungstênio e uma peça de trabalho (ASM, 1993).

O arco é limitado por um orifício de bocal de liga de cobre (Cu) para formar uma coluna altamente colimada, sendo que o plasma é formado através da ionização de uma parte do gás plasma (orifício). O processo pode ser feito com ou sem um arame de adição (SAKAI, 2015; ASM, 1993)

O processo de soldagem a laser surgiu nos anos 50, conhecido como *Laser Beam Welding* (LBW) é um método que utiliza a energia fornecida por meio de um feixe de luz colimada (CARVALHO, 2009; DIETER, 1997). O processo a laser vem mostrando resultados

satisfatórios, no entanto, há necessidade de realizar pesquisas mais aprofundadas para se compreender melhor o processo e como o material comporta-se diante desse processo (SOUZA NETO, 2016).

O aço AISI 4140 pode ser denominado como um “aço de baixa liga e médio carbono” que contém cerca de 0,4% de carbono, o que faz dele um aço de médio teor de carbono. Tem cerca de 1% de cromo e 0,2% de molibdênio, além de outros elementos como manganês e silício em menores quantidades, sendo assim também considerado um aço de baixa liga. Este aço pode alcançar um limite de resistência à tração de 410 MPa até 965 MPa, com estrutura ferrítica/perlítica, podendo atingir um limite de tração de até 1650 MPa com tratamentos térmicos convencionais de têmpera e revenimento (ASM, 1990).

Após soldagem, o aço AISI 4140 passa a ter a dureza elevada devido ao processo de têmpera que sofreu, ao ter sua temperatura elevada durante a fusão e passar por um resfriamento rápido, modificando sua microestrutura na região soldada, sendo predominante na região de fusão a estrutura martensítica, com isso, aumentando a propensão para fissuras a frio e falhas por fadiga na região soldada (SOUZA NETO, 2015).

Uma das maneiras de se obter modificações nas propriedades mecânicas dos aços é a manipulação dos elementos químicos presentes no material, no caso do aço AISI 4140, influenciados principalmente por carbono, cromo e molibdênio. A fim de melhorar as propriedades mecânicas há a possibilidade de realizar tratamentos térmicos específicos (CARVALHO, 2009; SOUZA NETO, 2015).

Neste trabalho foram realizadas soldagens com e sem adição de material, avaliando-se os resultados por meio de caracterização metalográfica, observando as diferenças entre as microestruturas e microconstituintes encontrados, fases formadas e variação de dureza. Para a obtenção das propriedades mecânicas foram realizados ensaios de tração e para melhorar as propriedades do material e reduzir os efeitos negativos da soldagem na região soldada, foram realizados tratamentos térmicos variados.

## 1.1 OBJETIVO GERAL

Este trabalho propõe-se a aprofundar os estudos relativos à soldagem e, ainda, comparar dois métodos diferentes de soldagem pelo processo a laser (LBW) e pelo processo a plasma (PAW), analisando o comportamento mecânico e microestrutural do aço AISI 4140 quando soldado por dois processos distintos

## 1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Estudar e estabelecer parâmetros comparativos entre dois processos de soldagem, a plasma (PAW) e a laser (LBW), para o aço AISI 4140;
- Realizar a caracterização microestrutural de juntas soldadas através dos dois processos propostos com e sem tratamento térmico posterior;
- Através de ensaios mecânicos, avaliar as propriedades mecânicas do aço AISI 4140 quando soldado e tratado pelos dois diferentes processos propostos;
- Estabelecer correlações entre as microestruturas formadas e as propriedades mecânicas observadas.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 AÇOS DE ULTRA ALTA RESISTÊNCIA (UHSS)

Aços de ultra-alta resistência (UHSS) foram desenvolvidos para serem usados em aplicações estruturais onde cargas elevadas são aplicadas e frequentemente uma boa relação entre peso e resistência é necessária, sem que haja perda de tenacidade e ductilidade. O desempenho desses materiais é medido principalmente pelas suas propriedades de tenacidade à fratura, ductilidade e resistência mecânica (ASM, 1990).

Na indústria aeroespacial a relação resistência/peso é primordial, e com o avanço do setor, cada vez mais são exigidas grandes tensões de escoamento, junto com boa soldabilidade e uma boa tenacidade. Estes aços são aplicados na indústria aeronáutica e aeroespacial como estruturas de trens de pousos, carcaças de mísseis, envelopes motores de foguetes, entre outras (SILVA, 2018).

O termo aços de ultra-alta resistência é considerado arbitrário pelo fato de não existir nenhum nível de resistência aceito universalmente. Além disso, com o desenvolvimento de aços com resistências elevadas, a faixa para qual este termo é aplicado, aumentou gradualmente. Então este termo é aplicado para aço com limites mínimo de escoamento de 1380 MPa (200 ksi) (ASM, 1990).

A classe de materiais de ultra-alta resistência é ampla e inclui diversas famílias de aços. Esses aços podem ser divididos em quatro categorias (ASM, 1990):

- ✓ Aços de médio carbono e baixa liga;
- ✓ Aços de média liga endurecíveis ao ar;
- ✓ Aços de alta tenacidade à fratura;
- ✓ Aços Maraging.

São chamados aços alta resistência e baixa liga (ARBL), aços com médio teor de carbono, entre 0,3% e 0,6%, que quando temperados e revenidos, atingem boa tenacidade e resistência. Embora estes aços possuam alguns elementos de liga em sua composição, responsáveis pelo aumento em sua resistência mecânica, aumento da tenacidade e da resistência à corrosão atmosférica, mas não se enquadram como aços de alta liga devido ao incremento dos elementos de liga serem inferiores a 10% (ASM, 1990).

A família de aços de baixa liga e médio carbono inclui os aços AISI 4130, 4140 e 4340. Diversas modificações dos aços AISI 4340 foram desenvolvidas. Em uma delas, conhecida

como 300M, o teor de silício é aumentado para reduzir o efeito de fragilização por revenido (CARDOSO, 2015).

A Tabela 1 mostra a composição das ligas classificadas como médio carbono e baixa liga.

Tabela 1 - Composição das ligas classificadas como médio carbono e baixa liga (% peso).

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>
<b>AISI 4130</b>	0,28-0,33	0,40-0,60	0,20-0,35	0,80-1,10		0,15-0,25	
<b>AISI 4140</b>	0,38-0,43	0,75-1,00	0,20-0,35	0,80-1,10		0,15-0,25	
<b>AISI 4340</b>	0,38-0,43	0,60-0,80	0,20-0,35	0,70-0,90	1,65-2,00	0,20-0,30	
<b>AMS 6434</b>	0,31-0,38	0,60-0,80	0,20-0,35	0,65-0,90	1,65-2,00	0,30-0,40	0,17-0,23
<b>300M</b>	0,40-0,46	0,65-0,90	1,45-1,80	0,70-0,95	1,65-2,00	0,30-0,45	0,05 min
<b>D-6a</b>	0,42-0,48	0,60-0,90	0,15-0,30	0,90-1,20	0,40-0,70	0,90-1,10	0,05-0,10
<b>6150</b>	0,48-0,53	0,70-0,90	0,20-0,35	0,80-1,10			0,15-0,25
<b>8640</b>	0,38-0,43	0,75-1,00	0,20-0,35	0,40-0,60	0,40-0,70	0,15-0,25	

Fonte: Adaptado ASM (1990).

Dentro da família de aços de média liga endurecíveis ao ar tem-se as ligas de ultra-alta resistência H11 modificado (H11 mod) e H13. Trata-se de ligas amplamente usadas para fabricação de moldes e muito utilizadas em aplicações estruturais, contudo concorrem com novas ligas mais baratas e com melhores valores de tenacidade à fratura e resistência equivalente. Apesar disso, os aços H11 mod e H13 possuem características atrativas, ambos podem ser endurecidos, mesmo em grandes volumes, em resfriamento ao ar (ASM, 1990).

Dentro da família de aços de alta tenacidade à fratura, pode-se citar como exemplos os aços HP-9-4-30, AF1410 e AerMet100. Estes aços possuem boas características de soldabilidade e resistência à corrosão sob tensão, sendo capazes de obter uma tensão de escoamento de 1380 MPa. Para obter o máximo em tenacidade, esses aços requerem o uso de processos de fusão a arco sob vácuo e controle de elementos residuais em níveis baixos (ASM, 1990).

A família dos aços Maraging compreende uma classe especial de aços de ultra-alta resistência que se difere dos aços convencionais pelo fato de ser endurecido por uma reação metalúrgica que não envolve carbono, neste caso o endurecimento não é obtido pela formação

de martensita ou bainita, mas sim por envelhecimento em uma temperatura adequada, em torno de 350 a 500 °C (FANTON, 2014). Estes aços são reforçados pela precipitação de compostos intermetálicos a temperaturas de cerca de 480 °C (900 °F). O termo Maraging denota o endurecimento por envelhecimento de uma matriz de martensita de ferroníquel de baixo teor de carbono (SILVA, 2018). Esse tipo de aço possui uma matriz martensítica com baixo teor de carbono (< 0,03%), proporcionando-lhes propriedades diferenciadas em relação aos aços convencionais. O nome “Maraging” vem da aglutinação das palavras “*Martensite*” e “*Aging*”, ou seja, martensita envelhecida (BRANDÃO, 2007).

Os aços comerciais Maraging são projetados para fornecer níveis específicos de limite de elasticidade de 1030 a 2420 MPa (150 a 350 ksi). Aços Maraging experimentais têm resistências elevadas em torno 3450 MPa (500 ksi). Estes aços têm tipicamente índices de níquel, cobalto e molibdênio muito altos e conteúdo de carbono muito baixo. O carbono, de fato, é uma impureza nestes aços e é mantido tão baixo quanto comercialmente viável para minimizar a formação de carboneto de titânio (TiC), que pode afetar negativamente a resistência, ductilidade e tenacidade (SHA; GUO, 2009; SILVA e MEI, 2010).

## 2.2 AÇO AISI 4140

O aço AISI 4140 é uma liga de cromo e molibdênio extensamente usada para fabricação de componentes aeronáuticos e aeroespaciais. No setor aeroespacial essa liga é usada principalmente na fabricação de envelopes motores de foguetes de sondagem e componentes associados (SILVA, 2018).

O aço AISI 4140 é similar em composição ao aço AISI 4130, exceto por um maior teor de carbono. É utilizado em aplicações que requerem uma combinação de temperabilidade moderada e boa resistência e tenacidade, mas nas quais as condições de serviço são apenas moderadamente severas. Devido ao seu alto teor de carbono, o aço AISI 4140 possui maior temperabilidade e resistência do que o AISI 4130, mas com alguma perda na formabilidade e soldabilidade (ASM, 1990). Este material responde bem ao processo de nitretação, quando necessário, este tratamento pode melhorar a resistência à corrosão e desgaste sem alterar a ductilidade de seu interior (CARDOSO, 2011).

Este aço tem boa soldabilidade usando qualquer um dos métodos de soldagem padrão. Para soldagem é recomendado um pré-aquecimento de 150 a 260 °C (300 a 500 °F) e pós-aquecimento de 600 a 675 °C (1100 a 1250 °F), seguidos de resfriamento lento. Após passar por processos de soldagem responde com um aumento na sua dureza devido à têmpera que

modifica sua microestrutura para martensítica. Com isso é possível o desenvolvimento de fissuras a frio e falhas no local da soldagem sob condições de esforços cíclicos. A fim de evitar estas falhas pode-se aplicar aos componentes soldados tratamentos térmicos específicos pós-soldagem (SILVA, 2018).

O carbono em torno de 0,4 % proporciona aumento na resistência e temperabilidade deste aço; combinado ao cromo, aumenta seu limite de resistência à tração, formando carbonetos estabilizadores; e quando em grande quantidade aumentam a resistência à corrosão (SOUZA NETO, 2016). O carbono é o elemento de liga mais importante nos aços e muito influente em sua composição. É ele que, ligado a outros elementos, permite uma deformação por forjamento e laminação, alongamentos e soldabilidade, não influenciando na resistência à corrosão com água, ácido e gases, formando compostos que permitem garantir resistência ao desgaste e durezas elevadas (TEDESCO, 2007).

A adição do cromo (Cr) estimula a formação de carbonetos, aumenta a resistência à corrosão e oxidação, reduz a velocidade crítica de resfriamento, deste modo permite que a têmpera seja feita preferencialmente em óleo ou ar, melhora a resistência em altas temperaturas, torna o aço mais resistente ao desgaste e refina a granulação, aumentando sua resistência (SOUZA NETO, 2016).

A adição de molibdênio (Mo) ajuda a diminuir o crescimento do grão, aumenta a profundidade de têmpera, eleva a dureza e a resistência a quente, melhora a resistência à corrosão nos aços inoxidáveis (SOUZA NETO, 2016).

O aço AISI 4140 é amplamente utilizado devido a sua resistência, ductilidade, resistência à corrosão, boa rigidez e alongamento. Outra vantagem desta liga é a ausência de alteração das propriedades físicas com o tempo, ou seja, ausência de envelhecimento. A ausência do envelhecimento torna esse material adequado para aplicações onde segurança é fundamental, como na confecção de componentes aeroespaciais. O processo de união nos componentes é de grande importância, deve-se garantir que as propriedades mecânicas se mantenham elevadas de maneira que ofereçam segurança e durabilidade (SILFVAST, 2004).

O aço AISI 4140 está disponível como barra, forjados, chapas, placas, tiras e peças fundidas; é usado para muitas máquinas e peças de alta resistência (algumas delas nitretadas), como bielas, virabrequins, articulações de direção, eixos, brocas para poços de petróleo, hastes de pistão, peças de bombas, tubos de alta pressão, grandes engrenagens industriais, flanges, pinças, peças de máquinas-ferramenta, chaves, mandíbulas, rodas dentadas e pregos (ASM, 1990).

### 2.2.1 Propriedades mecânicas e microestruturais do aço AISI 4140

Como mencionado na seção 2.2, o aço AISI 4140 é amplamente utilizado devido a sua resistência, ductilidade, resistência à corrosão, boa rigidez e alongamento. Esse material pode possuir resistências à tração de até 1800 MPa, que são facilmente alcançadas com tratamentos térmicos convencionais de têmpera e revenimento. Este aço pode ser usado em temperaturas de até 480 °C, acima da qual sua resistência diminui rapidamente com o aumento da temperatura. Como outros aços martensíticos e ferríticos, o aço AISI 4140 passa por uma transição de comportamento dúctil para quebradiço a baixas temperaturas, a temperatura de transição varia com o tratamento térmico e a concentração de tensão (ASM, 1990).

As propriedades mecânicas típicas deste aço, em função da temperatura de revenido, são apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço AISI 4140 (Cdps com 12,7 mm de diâmetro, temperados em óleo a partir de 845 °C).

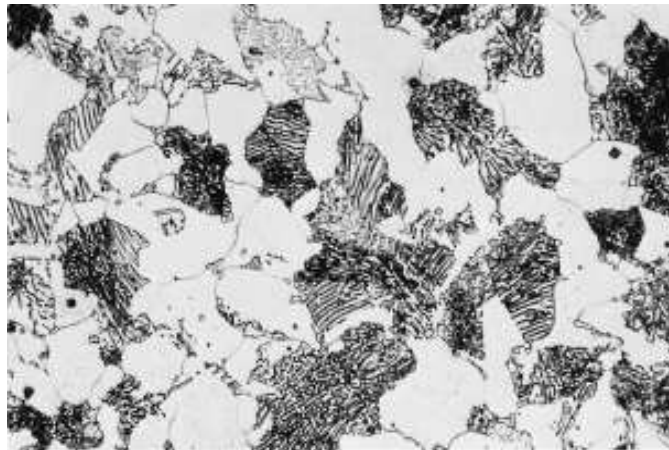
<b>Temperatura do revenido</b>	<b>Limite de resistência</b>	<b>Limite elástico</b>	<b>Deformação (em 50 mm)</b>	<b>Redução de área</b>	<b>Dureza</b>	<b>Energia de Impacto Izod</b>
(°C)	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	(HB)	(J)
205	1965	1740	11,0	42	578	15
260	1860	1650	11,0	44	534	11
315	1720	1570	11,5	46	495	9
370	1590	1460	12,5	48	461	15
425	1450	1340	15,0	50	429	28
480	1300	1210	16,0	52	388	46
540	1150	1050	17,5	55	341	65
595	1020	910	19,0	58	311	93
650	900	790	21,0	61	277	112
705	810	690	23,0	65	235	136

Fonte: Adaptado ASM (1990).

A microestrutura do aço AISI 4140 pode ser modificada de acordo com o tratamento térmico usado. Após o tratamento térmico o material pode apresentar formação de ferrita-perlita, ferrita-bainita ou martensita, dependendo do tratamento térmico ou termomecânico utilizado durante ou após a conformação da chapa (TOTTEN; BATES; CLINTON, 1993), desta maneira modificando significativamente as propriedades mecânicas do aço.

O aço AISI 4140, sem qualquer tipo de tratamento térmico para modificação de sua microestrutura, é composto predominantemente por ferrita e perlita, característica dos aços hipoeutetóides, que são ligas apresentando teores de carbono variando entre 0,02 e 0,76% C (CALLISTER, 2010), onde a ferrita é representada por regiões claras e a perlita por regiões escuras, conforme mostrado na Figura 2.

Figura 2 - Aço com 0,4 % de carbono, microestrutura composta por ferrita e perlita.



Fonte: Callister (2010).

### 2.3 SOLDAGEM

Soldagem pode ser definida como o processo de união entre duas partes metálicas, usando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992). Cada processo de soldagem deve preencher os seguintes requisitos:

- ✓ Gerar uma quantidade de energia capaz de unir dois materiais, similares ou não;
- ✓ Remover as contaminações das superfícies a serem unidas;
- ✓ Evitar que o ar atmosférico contamine a região durante a soldagem; e
- ✓ Propiciar o controle da transformação de fase para que a solda alcance as propriedades desejadas, sejam elas físicas, químicas ou mecânicas (HOULDCROFT, 1979, WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

Os processos de soldagem podem ser classificados de forma geral como por pressão e por fusão. Os processos por fusão baseiam-se na aplicação localizada de calor na região da junta até a fusão do metal de base e do metal de adição (SAKAI, 2015).

O processo que envolve a solda é um complexo sistema de fusão, solidificação, reação gás-metal, reação escória metal, fenômenos de superfície e reação do estado sólido. Estas

reações são muito rápidas durante a soldagem, em contraste com a maioria das reações metalúrgicas na fabricação de metal, fundição e tratamento térmico (LOMBARDO, 2015).

Uma classificação dos processos de soldagem considerando os processos por fusão é dada na Tabela 3.

Tabela 3 - Classificação dos processos de soldagem por fusão.

<b>Processo</b>	<b>Abreviação</b>
Soldagem oxy-gás ( <i>Oxy-Fuel Welding</i> )	OFW
Soldagem a arco – eletrodo revestido ( <i>Shielded Metal Arc Welding</i> )	SMAW
Soldagem a arco – arco submerso ( <i>Submerged Arc Welding</i> )	SAW
Soldagem a arco – eletrodo de tungstênio e proteção gasosa ( <i>Gas-Shielded Tungsten Arc Welding / Tungsten Inert Gas</i> )	GTAW / TIG
Soldagem a arco – atmosfera de proteção gasosa ( <i>Gas Metal Arc Welding</i> )	GMAW
Soldagem a arco – arame tubular ( <i>Flux-Cored Arc Welding</i> )	FCAW
Soldagem a arco – por plasma ( <i>Plasma Arc Welding</i> )	PAW
Soldagem por feixe de elétrons ( <i>Electron-Beam Welding</i> )	EBW
Soldagem por laser ( <i>Laser Beam Welding</i> )	LBW

Fonte: Adaptado de AWS 17.1/D17.1M (2010).

No processo de soldagem por fusão, a junta soldada apresenta três regiões distintas, zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB).

A zona fundida é a região onde o metal atingiu temperaturas iguais ou superiores às de fusão. Sob condições de resfriamento rápido e solidificação no metal de solda, ocorre a segregação de elementos de liga e de impurezas para a região central da solda, resultando em não homogeneidades químicas locais. Após a solidificação, apresenta morfologia dendrítica e tanto a sua composição química quanto suas propriedades mecânicas podem ser modificadas através da composição do metal de adição e da taxa de diluição do metal (SAKAI, 2015).

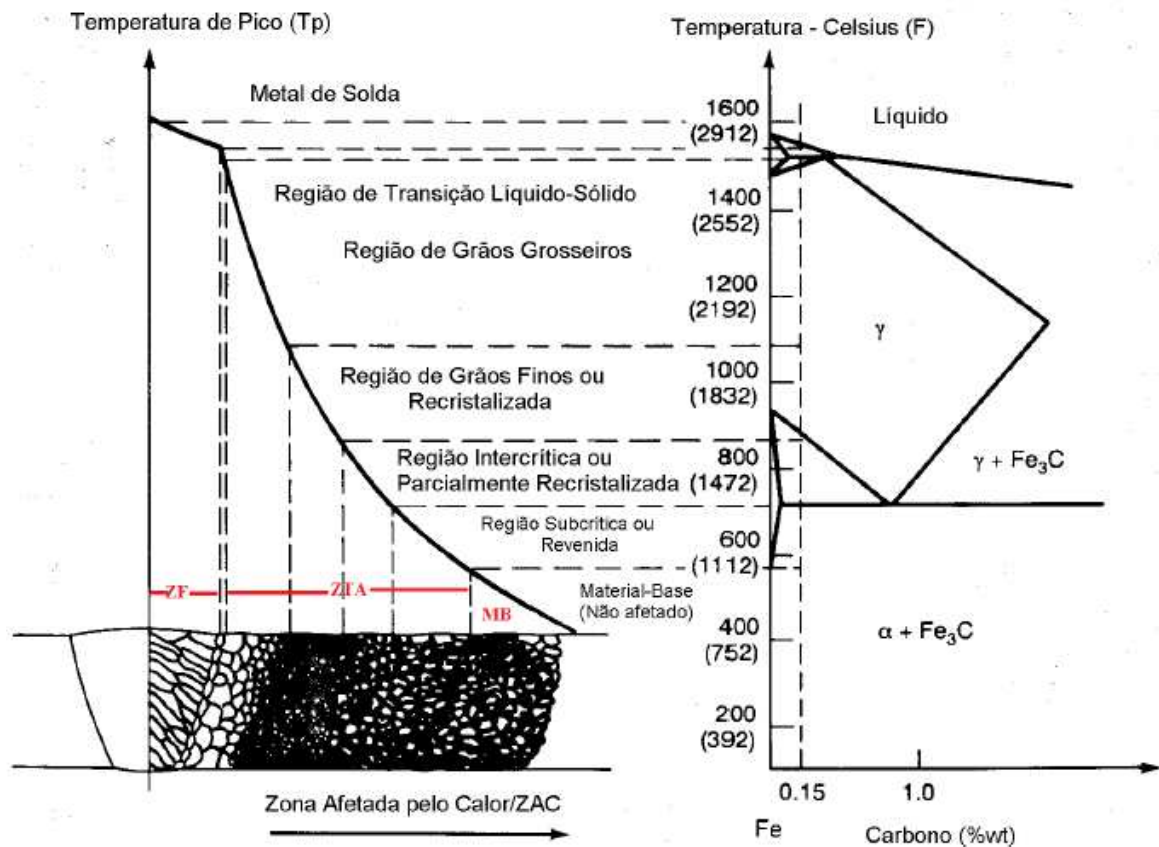
A zona termicamente afetada (ZTA) é uma região intermediária entre a zona fundida e o metal base. Embora a temperatura atingida nesta região não tenha sido suficientemente alta para alterar o seu estado físico, ou seja, fundir o metal, pode modificar as propriedades que o metal base apresentava antes da soldagem. Dependendo do ciclo térmico empregado, nesta região podem ocorrer fenômenos como a absorção de gases precipitação de compostos e modificações estruturais. A ZTA também sofre alterações da microestrutura resultante, e variação das propriedades mecânicas e, dependendo da temperatura atingida durante a

soldagem e da sua taxa de resfriamento, pode haver um refino dos grãos ao passo que na zona de fusão a granulação adquirida é mais grosseira (SAKAI, 2015).

O metal base (MB) é a região da junta soldada que não sofreu nenhuma alteração em suas características físicas, químicas ou metalúrgicas, ou seja, não sofreu nenhuma influência do processo de soldagem (LOMBARDO, 2015).

A Figura 3 mostra as diferentes regiões formadas na soldagem por fusão.

Figura 3 - Regiões formadas na soldagem por fusão.



Fonte: ASM (1990).

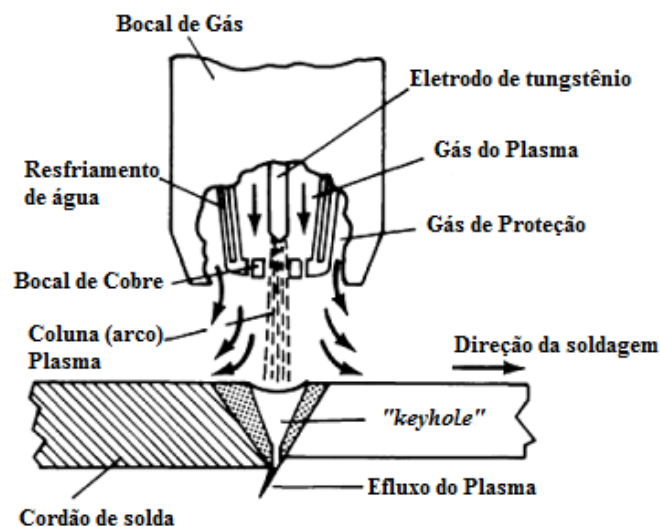
As modificações de microestruturas e propriedades mecânicas dependem de algumas variáveis dos processos de soldagem, como por exemplo, o aporte térmico, que é uma energia induzida no processo (MESSLER, 2008). O aporte térmico, ou *Heat Input*, quantifica a energia gerada pelo processo de soldagem por unidade de comprimento (J/cm ou J/mm).

A fim de calcular o aporte térmico, pode-se utilizar uma relação entre potência (w) e velocidade de soldagem (Vs), a escolha do aporte térmico está diretamente relacionada com as características do material a ser soldado (MESSLER, 2008; SOUZA NETO, 2016).

### 2.3.1 Soldagem a plasma – PAW

A soldagem a arco a plasma (PAW) pode ser definida como um processo que produz a união por fusão de materiais dissimilares ou não; através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio, não consumível e o material a ser unido, com uma proteção de gás. O arco é limitado por um orifício do bocal, para formar uma coluna de arco altamente colimado. O processo PAW utiliza um gás de plasma interno e um gás de proteção externo servindo à mesma finalidade do processo GTAW e possuindo muitas vantagens sobre o mesmo (AUMPIEM, 2021). O plasma é formado através da ionização de uma porção do gás de plasma. O processo pode ser operado com ou sem material de adição (ASM, 1990). Um esquema de todos os elementos da tocha utilizada para fazer a soldagem a plasma é mostrado na Figura 4.

Figura 4 - Processo PAW e principais componentes.



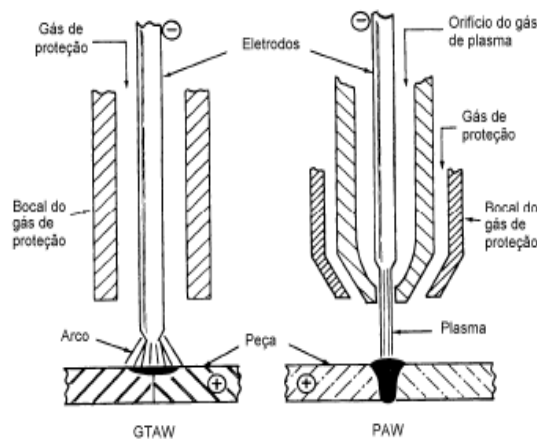
Fonte: ASM (1990).

Como pode ser observado na Figura 4, no processo a plasma o eletrodo é posicionado dentro do corpo da tocha e o gás formador do plasma é separado do gás de proteção (SILVA, 2018).

O processo de soldagem a plasma é comumente considerado uma evolução do processo de soldagem TIG, a diferença é que no arco de plasma a ação convergente de gás inerte do bico de maçarico de soldagem restringe o arco, o que resulta em várias vantagens sobre o processo TIG. Estas vantagens incluem maior concentração de energia (ou seja, uma maior densidade de energia), intensidade de calor mais elevada (ou intensidade da fonte), a melhoria

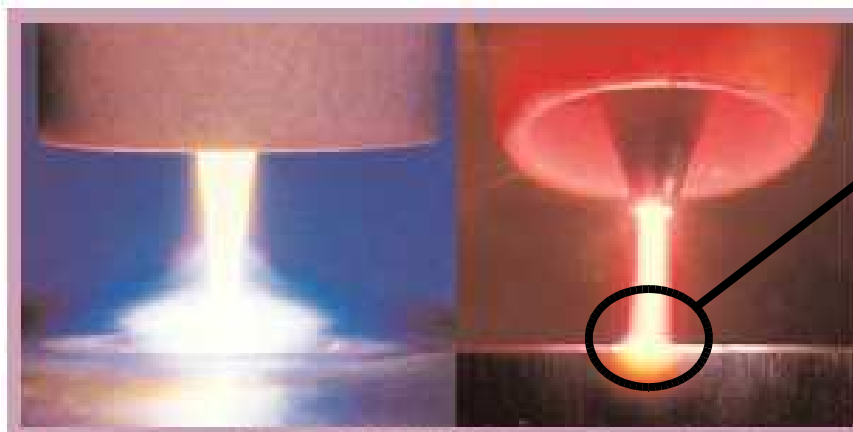
da estabilidade do arco, uma maior capacidade de penetração, a velocidade de soldagem elevada e, geralmente, uma solda mais limpa, uma vez que a ponta do eletrodo de tungstênio não pode acidentalmente tocar peça, causando contaminação (SILVA, 2014). A Figura 5 mostra uma comparação esquemática dos bocais de soldagem TIG e PAW, a Figura 6 mostra uma comparação entre os dois processos.

Figura 5 - Comparação esquemática dos bocais de soldagem TIG e PAW.



Fonte: Bracarense (2000).

Figura 6 - Comparação entre os processos TIG (Esquerda) e PAW (Direita)

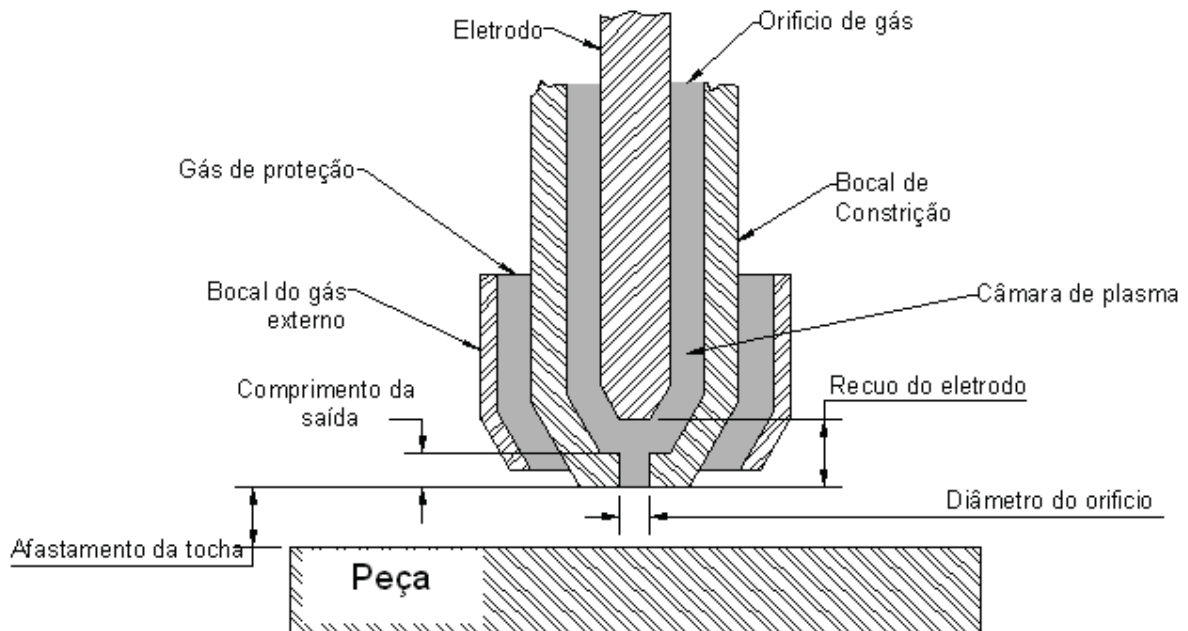


Fonte: Bracarense (2000).

A configuração básica de um bocal constritor é mostrada na Figura 7, onde estão indicados os parâmetros empregados no processo. A distância da face externa do bocal até o material de base define o parâmetro denominado “Afastamento tocha-peça”. O recuo do eletrodo é medido desde a ponta do eletrodo até a face externa do bocal constritor. As características do arco são influenciadas por este fator, o qual define o grau de constrição e a

rigidez do jato plasma (o termo rigidez é referido para explicar que o arco é menos afetado por campos magnéticos) (DÍAZ, 1999).

Figura 7 - Configuração básica de um bocal constritor PAW.



Fonte: Bracarense (2000).

O arco passa através do bocal de constrição, no qual o perfil do arco é alterado para logo incidir sobre o material base, em uma área de formato circular, similar ao do orifício constritor. Devido a este efeito de constrição é garantido que a área da seção transversal do arco não sofra variação ao longo de sua extensão, desde a sua saída do orifício constritor até o material base, mesmo que ocorram pequenas variações na distância tocha-peça (HENKE, 2010).

Depois que o equipamento é configurado e a sequência de soldagem é iniciada, os gases de plasma e de proteção são ligados. Um arco piloto é então iniciado entre o eletrodo de tungstênio e o bocal da tocha (arco não transferido), geralmente aplicando uma tensão de circuito aberto de alta frequência. Quando a tocha é trazida próxima da peça de trabalho ou quando a corrente de soldagem selecionada é iniciada, o arco é transferido do eletrodo até a peça de trabalho através do orifício no bocal (arco transferido), momento em que a poça de solda é formada (ASM, 1990).

### 2.3.1.1 Arco transferido e arco não transferido

Para realização da soldagem são utilizadas duas formas de arco, o transferido e o não transferido.

O arco transferido é estabelecido entre o eletrodo e a poça de soldagem, produz um aquecimento entre o ânodo e o fluxo de plasma. Este modo é utilizado para a soldagem propriamente dita devido à maior energia transferida para a peça (BRACARENSE, 2000).

O Arco não Transferido é estabelecido entre o eletrodo e o bocal de constrição. Este modo é mais utilizado nos processos de corte e na união de peças de material não condutor ou para aplicações onde se deseja baixa concentração de energia (BRACARENSE, 2000).

### 2.3.1.2 Microplasma, Plasma de Média Corrente e Keyhole

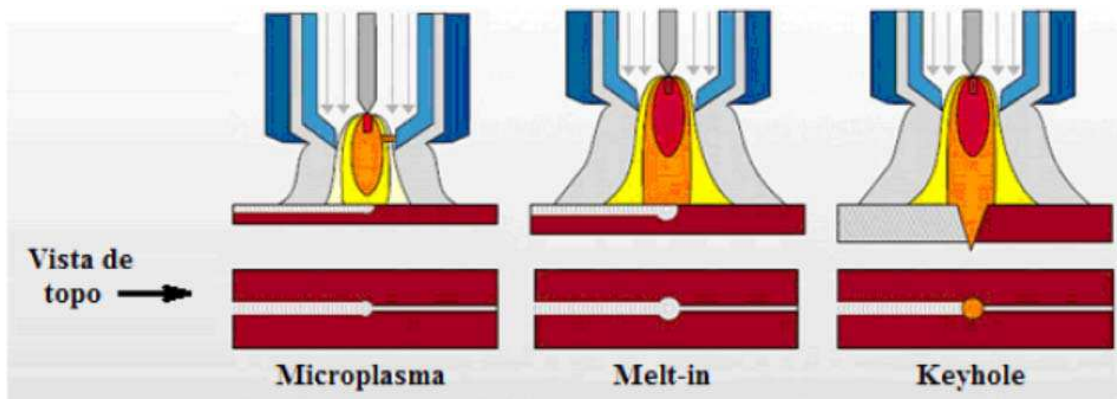
Em relação à sua utilização também é feita uma classificação em virtude das correntes utilizadas. A soldagem a plasma pode ser dos tipos: microplasma, plasma de média corrente (*melt-in*) e *Keyhole*. A Figura 8 mostra um comparativo entre os três modos de soldagem a plasma (BRACARENSE, 2000).

O microplasma pode ser operado com baixas correntes de soldagem com a coluna do arco estável mesmo quando o comprimento do arco é variado até 20 mm. A faixa de corrente utilizada situa-se entre 0,1 e 15 ampères. O plasma de média corrente possui corrente de soldagem na faixa entre 15 e 200 ampères, suas características de processos são bem similares ao processo GTAW/TIG (BRACARENSE, 2000).

O processo PAW é um dos processos de soldagem com proteção gasosa operado com a formação de “*Keyhole*” (cratera), este tipo de poça é característico do processo PAW e pode ser visto na Figura 9. Ela é obtida na posição vertical, em materiais de espessura variando de 1/16” a 3/8”. (1,6 a 9,5 mm). Na operação, o metal fundido é deslocado para superfície da poça pelo fluxo do plasma para formar a cratera. Sua faixa de corrente é acima de 100 amperes (BRACARENSE, 2000).

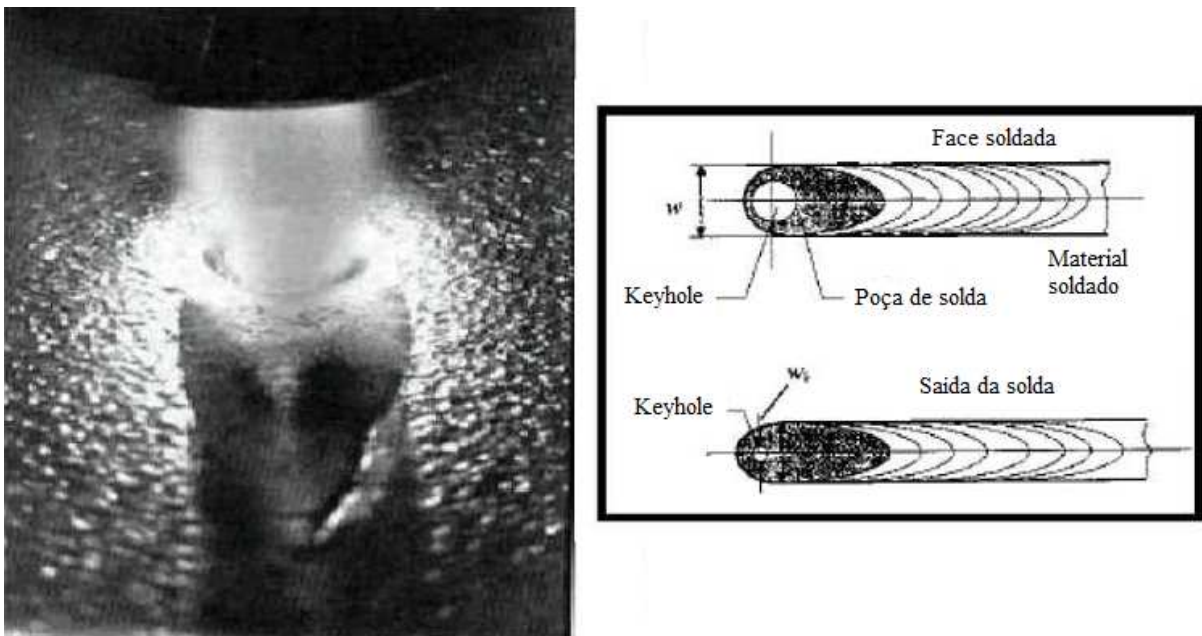
Através do incremento da corrente de soldagem e do fluxo de gás para geração do plasma, um poderoso jato de plasma é criado e este pode alcançar penetração total em um material com o metal fundido fluindo para trás de si para formar a junta soldada. Este processo pode ser utilizado para soldar materiais em um único passe (BRACARENSE, 2000).

Figura 8 - Diferentes modos de operações da soldagem a plasma.



Fonte: Oliveira (2015).

Figura 9 - Processo de formação do “Keyhole”.



Fonte: Adaptado de Bracarense (2000).

O processo PAW com formação de *Keyhole* possui algumas vantagens, a cratera aberta ajuda a remover gases que, em outras circunstâncias, seriam aprisionados como porosidades no metal fundido. A zona de fusão simétrica da solda com cratera reduz a tendência a distorções transversais e a maior penetração na junta reduz o número de passos necessários, assim, muitas soldas podem ser completadas num único passe (BRACARENSE, 2000).

### 2.3.1.3 Vantagens

Este processo apresenta diversas vantagens, a maioria quando comparado com o processo GTAW/TIG e utilizando a técnica *Keyhole*, são elas (ASM, 1990):

- ✓ Maiores espessuras de metal podem ser penetradas em uma única passagem, em comparação com outros processos, como GTAW;
- ✓ Essa quantidade maior de penetração permite uma quantidade reduzida de preparação da junta. Em alguns materiais, por exemplo, uma preparação de junta de topo com ranhura quadrada pode ser usada para espessuras de até 12 mm (0,5”);
- ✓ O processo pode produzir alta integridade da solda (semelhante ao GTAW), minimizando os passes de solda e, portanto, os tempos de soldagem e os custos de mão de obra;
- ✓ O arco em forma de coluna possibilita maiores variações de tolerância na distância do suporte da tocha, quando comparada com o arco cônico formado no processo GTAW;
- ✓ O eletrodo de tungstênio usado no processo PAW é protegido contra contaminação pelo bico constritivo;
- ✓ O maior comprimento do arco permite uma melhor visualização da poça de soldagem, o que é importante na soldagem manual.

### 2.3.1.4 Desvantagens

As desvantagens do processo incluem (ASM, 1990):

- ✓ O maior custo do equipamento, quando comparado ao processo GTAW;
- ✓ Embora a alta constrição do arco atinja maior penetração, ela também reduz a tolerância do processo a falhas nas juntas e desalinhamento, quando comparado com o arco cônico mais amplo do processo GTAW;
- ✓ A maior complexidade no design da tocha no processo PAW e o maior número de peças requerem manutenção programada com maior frequência;
- ✓ Um recuo preciso da ponta do eletrodo, em relação ao orifício do bico, é necessário para manter resultados consistentes. No entanto, essa tarefa é facilitada por uma ferramenta de uso geral projetada para remoção e substituição de bicos e para ajuste de retrocesso dos eletrodos.

### 2.3.2 Soldagem a laser – LBW

Dentre as várias possibilidades de utilização do laser como cortes, tratamentos de superfície e outros, a soldagem consiste num processo importante, eficiente e tem se mostrado vantajoso em muitas aplicações industriais (LANCASTER, 1997).

A tecnologia laser está sendo amplamente utilizada como técnica de união em diversos materiais, incluindo ligas metálicas. Como um processo sem contato, a fonte de laser gera um pequeno feixe focado no topo das superfícies, produzindo altas densidades de energia para derreter e misturar os materiais de base em uma poça de soldagem (Chludzinski, et al, 2021).

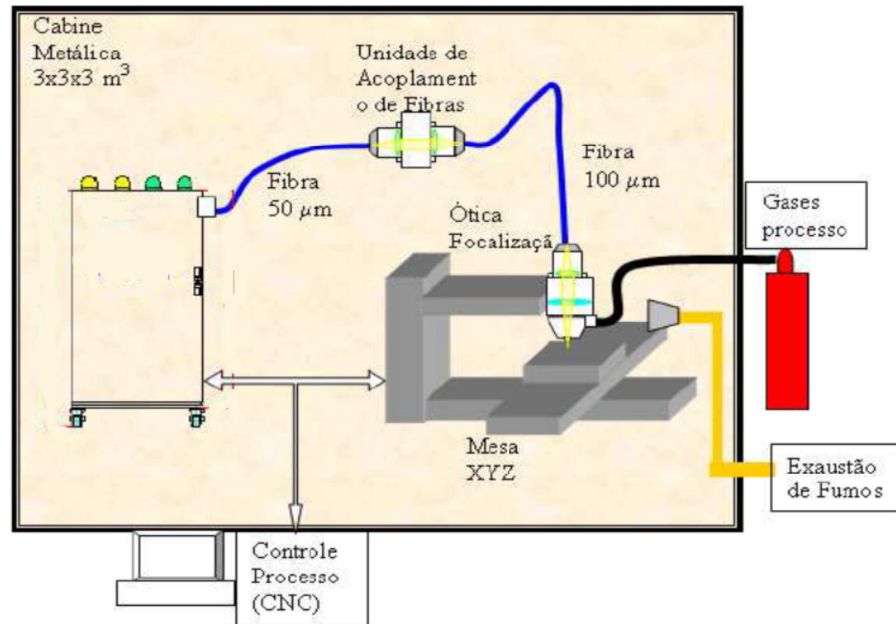
Soldagem a laser é um processo relativamente recente, quando comparada com outros tipos de soldas. Este processo de união se destaca pela sua qualidade. O uso de solda a laser não só diminui a incidência de energia térmica, como também minimiza a distorção de soldagem. Como resultado, o processo torna-se de grande interesse em várias indústrias para soldagens de precisão (WU, 2003).

Com a incidência do feixe de laser na superfície metálica da peça, uma quantidade considerável da luz é refletida e uma porcentagem menor é absorvida pelo material. Desse modo, a temperatura se eleva e ocorre o efeito de aquecimento das peças ocasionando a fusão localizada e provável evaporação do metal. Essa vaporização, caso ocorra, gera uma cavidade de vapor no local (KANNATEY-ASIBU, 2009; LIMA, 2010; FANTON, 2013).

Os lasers podem ser operados de duas maneiras, pulsado ou contínuo. Em regime pulsado o laser pode liberar potências de pico muito elevadas em períodos curtos de tempo e são aplicados em operações de corte. O sistema contínuo é preferido para soldagem, pois permitem cordões mais regulares e com menos defeitos tais como vazios e porosidades (LIMA, 2008).

O processo envolve fusão e solidificação, tem intensidade e largura temporal de pulsos variando de  $10^4$  a  $10^9$  W.cm<sup>-2</sup> e  $10^{-4}$  e 1 s, respectivamente. A soldagem é realizada sem metal de adição e pode ocorrer por meio de dois diferentes mecanismos: condução ou penetração (LIMA, 2008). O material a ser soldado é ajustado no suporte, onde o feixe laser é focado, então o metal é aquecido até seu ponto de fusão e, em seguida, resfriado após a saída do feixe conforme exemplo da Figura 10.

Figura 10 - Estação de processamento de materiais com laser a fibra.

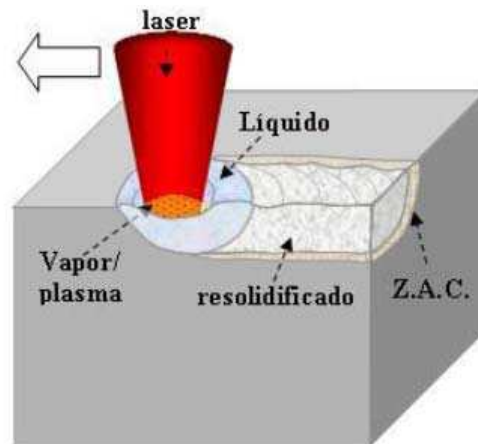


Fonte: Adaptado de Oliveira (2008).

### 2.3.2.1 Soldagem a laser por condução e por penetração

Na soldagem a laser por condução utiliza-se uma intensidade de corrente abaixo de  $10^5$  W.cm<sup>-2</sup>. Durante esse tipo de soldagem, a densidade de energia não é suficiente para vaporizar o material, somente efetuando a fusão do mesmo, sendo assim a soldagem por condução utiliza um mecanismo muito semelhante aos utilizados por outros processos de soldagem convencionais. O material base é aquecido pelo feixe de laser até temperaturas superiores à de fusão do material, mas sempre inferiores à temperatura de vaporização do mesmo. A energia depositada na superfície do material segue penetrando no mesmo através de condução térmica. A profundidade de penetração neste caso é definida basicamente pelo produto da difusividade térmica do material e do tempo de interação (RIVA; LIMA; OLIVEIRA, 2009). Em geral, a solda por condução não atinge muita profundidade de penetração e possui um perfil circular, a sua aplicação é limitada às juntas de espessura inferior a 1 mm. A eficiência energética do processo é reduzida e boa parte da potência do laser é perdida por condução. No entanto, o cordão de solda por condução tem um bom acabamento e apresenta poucos defeitos de soldagem (SIQUEIRA, 2016). A Figura 11 mostra o processo de soldagem a laser por condução.

Figura 11 - Processo de soldagem a laser por condução.

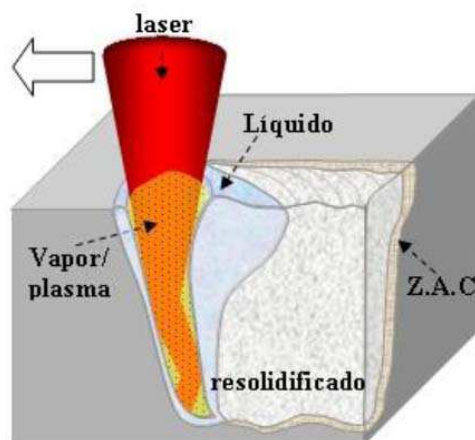


Fonte: Riva; Lima; Oliveira (2009).

Na soldagem a laser por penetração ou “*Keyhole*” utiliza-se uma potência na ordem de  $10^6 \text{ W.cm}^{-2}$ , possibilitando a vaporização do material. Esse processo é caracterizado pela formação de um canal ou cavidade entre as superfícies a serem soldadas, chamado de “*Keyhole*”, onde se tem o equilíbrio entre densidade, viscosidade e pressão hidrostática. Deste modo tornam-se possíveis altas razões de aspecto, ou seja, altas relações entre comprimento e largura do cordão (LIMA,2008).

Com a alta densidade de potência, o material fundido ao redor da cavidade vai preenchendo à medida que o feixe se movimenta ao longo da junta (SIQUEIRA, 2016). A Figura 12 mostra o processo de soldagem a laser por penetração.

Figura 12 - Processo de soldagem a laser por penetração.



Fonte: Riva; Lima; Oliveira (2009).

### 2.3.2.2 Vantagens

O processo de soldagem a laser apresenta diversas vantagens em relação aos processos convencionais, dentre elas estão (KANNATEY-ASIBU, 2009):

- ✓ Alta razão entre profundidade e largura, variando entre 3:1 e 10:1;
- ✓ O calor total fornecido é baixo e altamente localizado, resultando em pouca distorção e zonas termicamente afetadas bem estreitas;
- ✓ Processo sem contato;
- ✓ Os campos magnéticos ou passagem de ar não afetam o feixe, portanto, não exige que o processo seja feito em vácuo, como no caso da soldagem por feixe de elétrons;
- ✓ Dependendo do tipo de laser, o acesso para a região da solda é fácil, uma vez que o feixe pode ser facilmente direcionado em regiões de difícil acesso;
- ✓ Capacidade para soldar materiais dissimilares;
- ✓ Capacidade de controle da densidade de potência pelo ajuste do foco;
- ✓ Processo facilmente automatizado;
- ✓ Relativamente mais rápido;
- ✓ Resistência da solda relativamente alta comparado aos processos mais tradicionais de soldagem.

### 2.3.2.3 Desvantagens

Dentre as principais desvantagens do processo de soldagem a laser, podem ser citadas as seguintes (KANNATEY-ASIBU, 2009):

- ✓ Altas taxas de resfriamento, o baixo calor fornecido e altamente localizado resulta em altas taxas de resfriamento que podem provocar têmpera em determinados tipos de materiais, como aços de alto carbono e alguns aços liga;
- ✓ Devido ao efeito do item anterior, pode-se haver necessidade de preaquecimento do material ou tratamentos térmicos pós-soldagem, para a redução deste efeito;
- ✓ Com o tamanho pequeno da fonte de calor e da poça líquida, há necessidade de que as partes a serem soldadas apresentem juntas precisas, requerendo boa preparação da junta entre as peças que serão soldadas;
- ✓ Alto investimento inicial para compra do equipamento.

### 2.3.3 Soldagem do aço AISI 4140

A soldagem de aços martensíticos é sempre um desafio, pois estes são suscetíveis à formação de defeitos como porosidades e trincas. Contudo, quando se realiza um processo de soldagem adequado à combinação do tipo de material e às dimensões do componente, é possível se obter uma junta íntegra e com propriedades mecânicas otimizadas (ZEEMAN, 2003). Os aços AISI 4140 são aços de baixa liga e apresentam teores de carbono mais elevados do que os aços estruturais mais simples, portanto, a temperabilidade destes aços é maior que a dos aços de baixo carbono, tornando sua soldabilidade bem menor (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

A temperabilidade é usada como um indicador de soldabilidade, e atua como guia para a seleção de materiais e processos de forma a evitar um excessivo endurecimento, o qual pode causar trincas na ZTA. Aços com alta temperabilidade proporcionam uma elevada fração volumétrica de martensita na ZF e na ZTA e essa microestrutura é altamente susceptível a trincas induzidas por hidrogênio (AGUIAR, 2001). Para realizar a soldagem dos aços AISI 4140 deve ser realizada uma escolha criteriosa, seguindo as seguintes recomendações: selecionar processo e consumíveis de baixo hidrogênio, usar pré-aquecimento, usar temperatura de interpasse e, muitas vezes, pós-aquecimento, em função da temperabilidade destes aços (AGUIAR, 2001).

No caso do processo de soldagem a laser para o aço AISI 4140 uma atenção especial deve ser dada para a região soldada, pois apesar de menores aportes térmicos, tensões residuais próximas a valores de tensão de escoamento podem ser encontradas nas proximidades da região soldada, fazendo-se necessário o uso de tratamentos térmicos pós soldagem (NETO, et al., 2021)

## 2.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS APLICADOS AO AÇO

Embora uma alta porcentagem de todos os metais fabricados possa ser utilizada no estado após conformação, laminação, ou fundição, por razões econômicas, muitos metais (aços em particular) não desenvolvem suas propriedades físicas e mecânicas máximas, senão após tratamento térmico. Condições de serviço severas muitas vezes exigem investimento adicional a fim de se obter alguma propriedade especial em um metal, tal como alta dureza, alta resistência à tração, ou resistência à corrosão, obtidas por tratamentos térmicos (ANAZAWA, 2007).

O tratamento térmico é um processo que permite alterar as propriedades físico-mecânicas do aço, utilizando ciclos de aquecimento e resfriamento sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de atingir determinadas propriedades. Tal processo é empregado quando se deseja adequar as características do material a uma etapa do processo de fabricação ou à condição de produto final (CHIAVERINI, 2008).

O principal objetivo dos tratamentos térmicos é modificar as propriedades mecânicas e microestruturais do material, aumentando ou diminuindo a dureza, aumentando a resistência mecânica, melhorando a ductilidade, usinabilidade, resistência ao desgaste, resistência à corrosão ou resistência ao calor e até aliviando tensões do material. A predominância desses fatores é escolhida a partir do emprego do material ou do produto que será usado, assim deve-se estudar melhor os tipos dos tratamentos térmicos a serem aplicados (CHIAVERINI, 2008).

Existem várias formas de realizar o ciclo de aquecimento e resfriamento dos aços, eles podem ser aquecidos e resfriados dentro do próprio forno, podem ser resfriados ao ar ou até mesmo resfriados em água ou óleo. No caso de resfriamento em água ou óleo, o resfriamento é bastante rápido sendo o caso de têmpera, após a têmpera sempre é importante a realização do revenimento, essa escolha vem com o objetivo a ser atingido para o emprego específico do aço (CHIAVERINI, 2008). A Figura 13 mostra um envelope motor sendo tratado termicamente em um forno tipo poço.

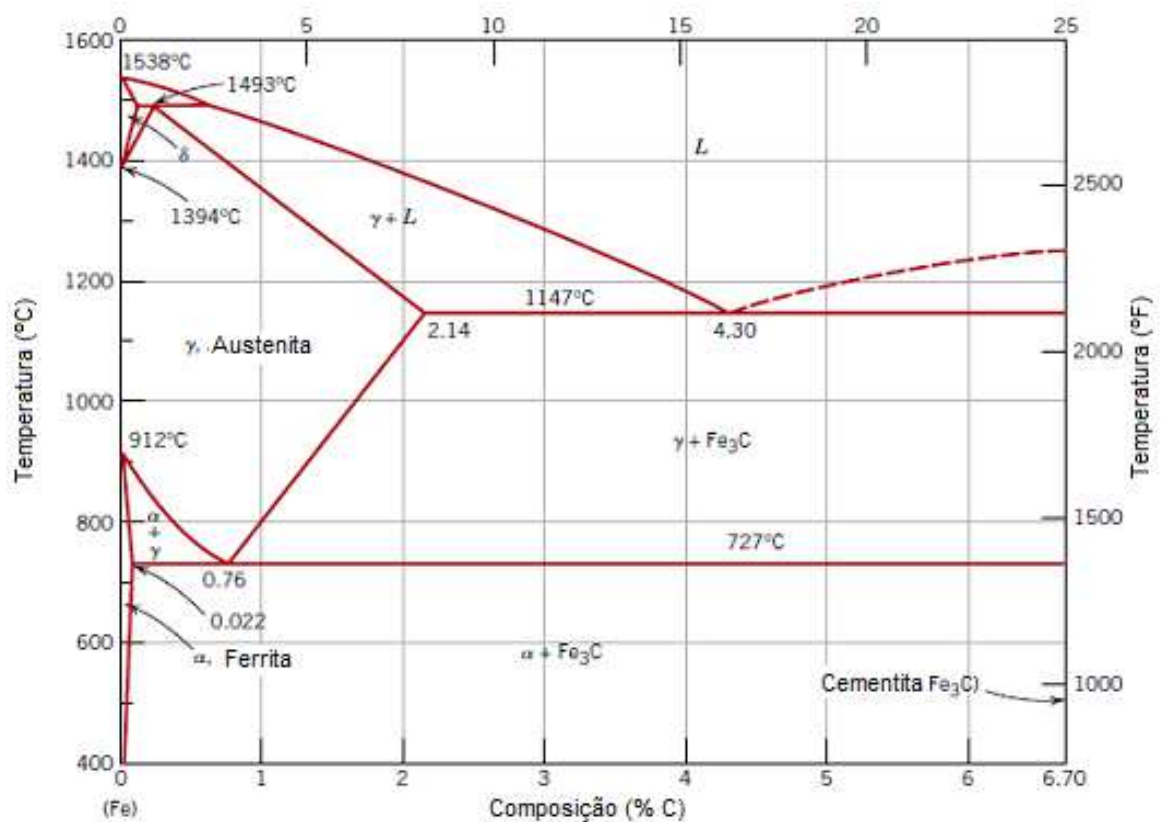
Figura 13 - Tratamento térmico em envelope motor de foguete.



Fonte: Silva (2014).

Todos os tratamentos térmicos dos aços estão relacionados com as temperaturas onde ocorrem as transformações. No aquecimento e no resfriamento, os cristais dos quais o aço é composto têm a capacidade de mudar suas formas; ou seja, eles têm propriedades alotrópicas. Este tipo de resposta torna possível uma combinação extensa de propriedades mecânicas e a maioria dos tratamentos térmicos é efetuada com comportamento alotrópico em mente (ANAZAWA, 2007). O diagrama Fe-C, com as temperaturas críticas dos aços é apresentado na Figura 14.

Figura 14 - Diagrama Fe-C com as temperaturas críticas dos aços.



Fonte: Adaptado de Callister (2010).

O objetivo do tratamento térmico de um aço é modificar ou melhorar suas propriedades para alguma operação ou serviço posterior (ANAZAWA, 2007). Estes ciclos de tratamentos térmicos, de aquecimento e resfriamento, são aplicados com a finalidade de amolecer, endurecer ou modificar as propriedades do aço.

O amolecimento é feito para redução da dureza, remoção de tensões residuais, melhoria da tenacidade, restauração da ductilidade, redução do tamanho do grão ou alteração das propriedades magnéticas do aço. Quando o aço passa por processos de trabalho a frio, como

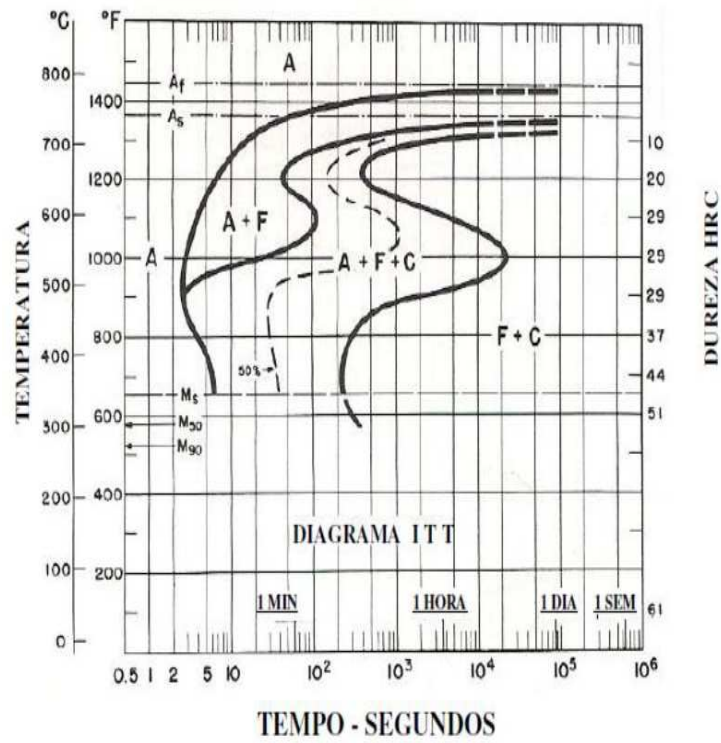
por exemplo, laminação ou trefilação, tratamentos térmicos são necessários a fim de restaurar a ductilidade ou remover tensões residuais da operação. As principais formas de tratamento térmico para se obter o amolecimento do aço são: recozimento de recristalização, recozimento pleno, recozimento de esferoidização, normalização e o revenimento (SHACKELFORD, 2008).

Os tratamentos térmicos efetuados para endurecer os aços são feitos para aumentar a resistência mecânica, a resistência ao desgaste e a resistência à fadiga. Estes tipos de tratamentos dependem fortemente do teor de carbono presente no aço. Também é de grande importância a presença de elementos de liga, que possibilitam o endurecimento de peças de grandes dimensões, o que não seria possível com o uso de aços comuns ao carbono. Os tratamentos de endurecimento são: têmpera, austêmpera e martêmpera (DRUMMOND, 2015). Para aumentar a resistência ao desgaste podem ser aplicados aos materiais tratamentos térmicos superficiais, que também aumentam a resistência à fadiga. Pode-se assim proceder a uma têmpera superficial ou a um tratamento termoquímico, que consiste na alteração da composição química da superfície pela difusão de elementos como carbono, nitrogênio e boro (ANAZAWA, 2007).

Pode-se observar que o diagrama de equilíbrio Fe-C é limitado, uma vez que alguns tratamentos térmicos são especificamente intencionados à produção de estruturas fora do equilíbrio, as quais não são previstas neste diagrama. Para o tratamento térmico dos aços os diagramas ideais são os diagramas TTT (Transformação – Tempo – Temperatura) com transformações isotérmicas envolvendo tempos adequados de resfriamento para cada microestrutura desejada e os CCT (*Continuous Cooling Transformation*) com resfriamento contínuo (RASMA, 2015), sendo este o mais utilizado pois é mais favorável às condições reais de trabalho. Tratamentos térmicos isotérmicos não são os mais práticos de conduzir, porque uma liga deve ser resfriada rapidamente e mantida a uma temperatura elevada a partir de uma temperatura acima do ponto eutetóide. A maioria dos tratamentos térmicos para os aços envolve resfriamento contínuo de uma amostra até a temperatura ambiente, sendo necessário o uso de um diagrama CCT. Tratamentos isotérmicos são válidos para condições de temperatura constante (CALLISTER, 2010). A Figura 15 ilustra um diagrama TTT de um aço AISI 4140, pode-se observar através do digrama que para se obter uma estrutura totalmente martensítica, o resfriamento deste material até a linha  $M_{Start}$  (início da formação da martensita) deve ser de no máximo 2 segundos, após esse tempo, outras fases se formarão.

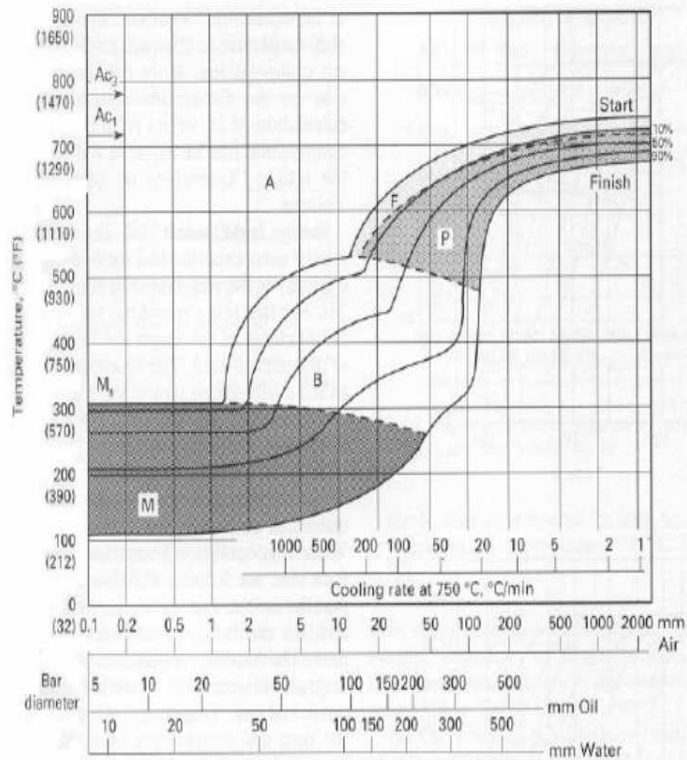
A Figura 16 ilustra um diagrama CCT de um aço AISI 4140, este tipo de diagrama é o mais utilizado em tratamentos térmicos, pois utiliza taxas de resfriamento contínuas.

Figura 15 - Diagrama TTT de um aço AISI 4140.



Fonte: Voort (1991).

Figura 16 - Diagrama CCT de um aço AISI 4140.



Fonte: Voort (1991).

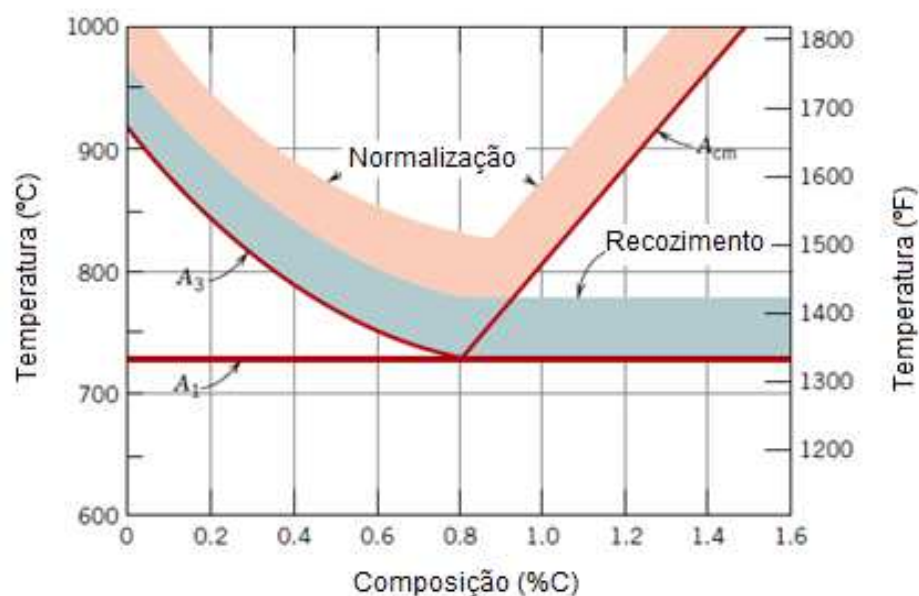
### 2.4.1 Têmpera

O tratamento térmico de têmpera é um dos tratamentos mais utilizados para alterar as propriedades mecânicas dos aços, após este tratamento aço adquire as microestruturas que lhe conferem as propriedades mecânicas adequadas às solicitações de maior responsabilidade (maiores tensões e carregamentos cíclicos) aplicações críticas dentro dos vários segmentos da indústria mecânica (CALLISTER, 2010). Este tratamento visa obter uma microestrutura composta essencialmente de martensita, fase que possui elevada dureza e grande resistência. No entanto, como é fruto de uma transformação fora do equilíbrio, também gera grandes tensões residuais que podem e devem ser minimizadas (KRAUSS, 2000).

O tratamento térmico de têmpera consiste basicamente em aquecer o aço até a temperatura de austenitização, permanecer nesta temperatura até que o material sofra as transformações de fase em todo seu volume (tempo de encharque) e, em seguida, ser resfriado a uma taxa acima da chamada velocidade crítica (velocidade de resfriamento a partir da qual há o aparecimento da martensita) (CHIAVERINI, 2008).

Quando se utiliza o diagrama de equilíbrio Fe-C, a temperatura de austenitização completa para os aços hipoeutetóides é atingida em aproximadamente 50 °C acima da linha “A3” e para os aços hipereutetóide 50 °C acima da linha “A1” (CHIAVERINI, 2008), como pode-se observar na Figura 17.

Figura 17 - Temperaturas recomendadas para têmpera e normalização.



Fonte: Adaptado de Callister (2010).

O tempo de encharque depende basicamente da massa e forma do objeto, um maior tempo garante a completa dissolução dos carbonetos e nitretos e mudança das fases para posterior transformação. Esta garantia, porém, gera maior risco de crescimento de grãos e aparecimento de tensões residuais, que aliados à fragilidade da martensita podem levar a peça ao colapso durante o procedimento de têmpera (CALLISTER, 2010).

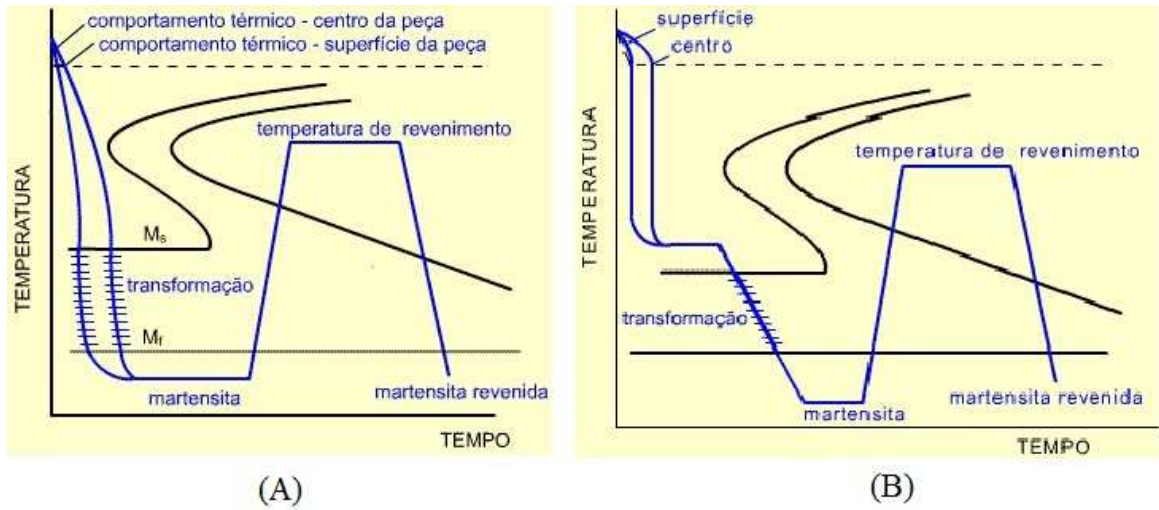
A velocidade de resfriamento é obtida levando em conta o teor de carbono, teor de elementos de liga e tamanho do grão austenítico. Para variar as velocidades de resfriamento são usados diferentes meios em função do aço a temperar (KRAUSS, 2000), como por exemplo:

- ✓ Ar – para alguns aços de alta liga, já produz estruturas típicas de têmpera enquanto que para a maior parte dos aços-carbono produz estruturas próximas do equilíbrio;
- ✓ Óleo (mineral ou sintético) – os convencionais são um meio de resfriamento mais brando onde a transição do estágio de transporte de vapor ao estágio de resfriamento líquido é menos acentuada, reduzindo o choque térmico no resfriamento e diminuindo a probabilidade de empenamento;
- ✓ Água – embora de baixo custo e alta disponibilidade, tem seu uso limitado a peças simples, simétricas e aços de baixa capacidade de endurecimento, aços-carbono ou de baixo teor em liga, os quais exigem maiores velocidades de resfriamento.

#### **2.4.2 Martêmpera**

O tratamento térmico de martêmpera surgiu como uma solução para alguns problemas gerados pelo tratamento térmico de têmpera, como o aparecimento de trincas e distorções geradas pelo curto espaço de tempo de resfriamento e pelas diferenças de temperaturas internas e externas no material. Neste tratamento, o resfriamento é interrompido temporariamente, criando um passo isotérmico, no qual toda a peça atinge a mesma temperatura. A seguir o resfriamento é feito lentamente de forma que a martensita se forma uniformemente através da peça. A ductilidade é conseguida através de um revenimento final (CHIAVERINI, 2008). A Figura 18 mostra um comparativo entre os tratamentos de têmpera e martêmpera.

Figura 18 - Desenho esquemático dos tratamentos de têmpera (A) e martêmpera (B).

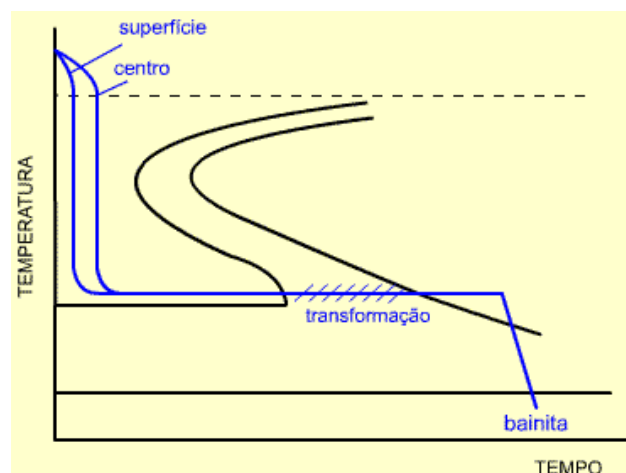


Fonte: Cimm (2020).

### 2.4.3 Austêmpera

O tratamento térmico de austêmpera é outra opção para evitar os problemas ocasionados pela tempera convencional. Neste processo, o procedimento é similar à martêmpera, entretanto a fase isotérmica é prolongada até que ocorra a completa transformação em bainita. O resfriamento subsequente não gera martensita, não existe a fase de aquecimento, tornando o processo mais barato, porém ainda com os inconvenientes da utilização de um tratamento isotérmico. A Figura 19 ilustra o tratamento térmico de austêmpera (CHIAVERINI, 2008).

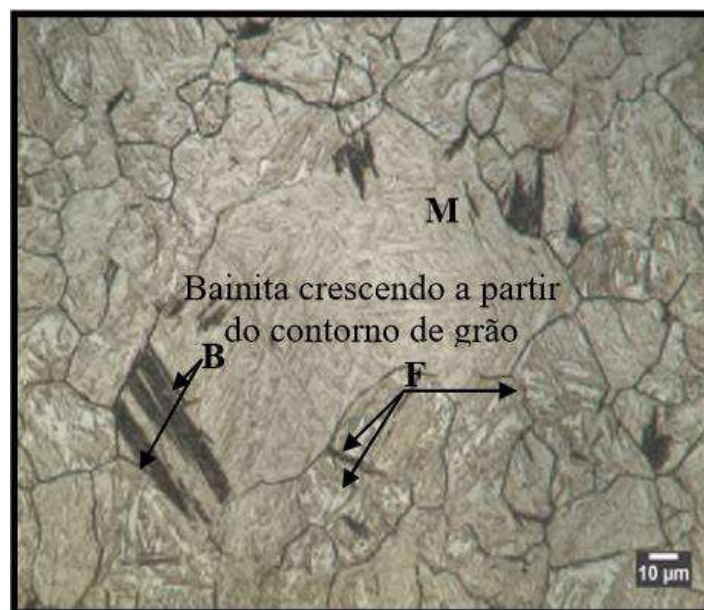
Figura 19 - Desenho esquemático do tratamento térmico de austêmpera.



Fonte: Cimm (2020).

A estrutura bainítica tem propriedades mecânicas intermediárias entre a estrutura perlítica e a martensítica. Como o resfriamento não é tão brusco, como o necessário para a formação da martensita, a estrutura bainítica é menos tensionada internamente (SOUZA NETO, 2016). A Figura 20 mostra uma microestrutura bainítica.

Figura 20 - Microscopia óptica mostrando uma microestrutura bainítica (B), Martensita (M) e Ferrita (F).



Fonte: Abdalla; et al. (2006).

#### 2.4.4 Revenimento

O tratamento térmico de revenimento geralmente acompanha a têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzidos por esta. Além de aliviar ou remover as tensões residuais de outros processos metalúrgicos como a soldagem, possibilita ajustar a dureza e diminuir a fragilidade do material, aumentando sua resistência ao choque (KRAUSS, 2000; CALLISTER, 2010; CHIAVERINI, 2008).

No processo de revenimento, o material previamente temperado ou estressado por processos de soldagem é aquecido a temperaturas abaixo da linha A1 no diagrama Fe-C (limite inferior da zona crítica), e permanece nessa temperatura durante o tempo de encharque, logo após é resfriado ao ar. Durante o aquecimento do material, ocorre a transformação de parte do reticulado instável, ou seja, a martensita, em microestruturas mais estáveis como ferrita ( $\alpha$ ) e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), sendo produzidos também acomodatamentos

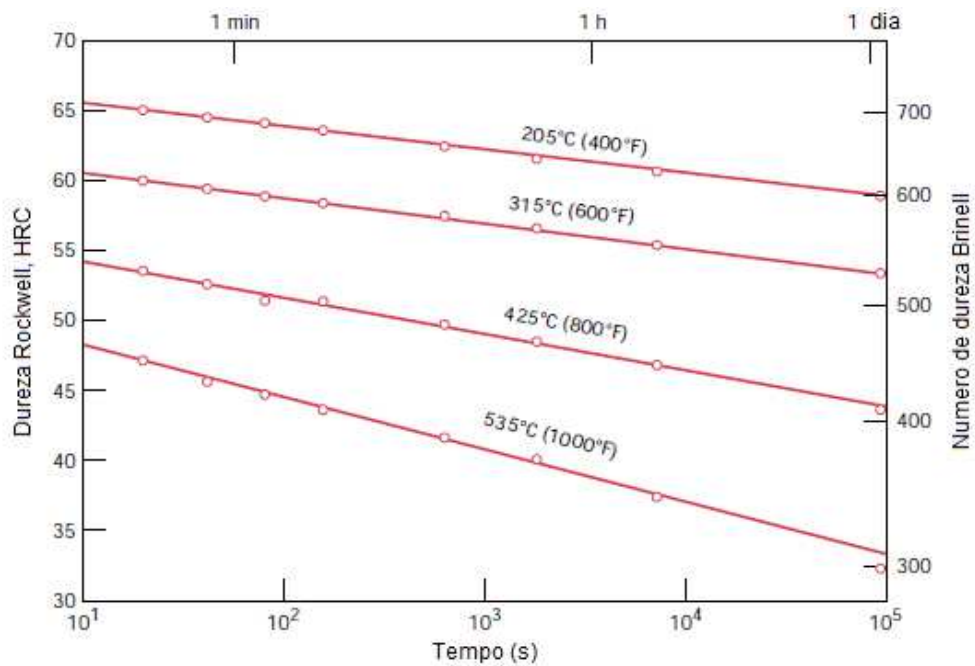
internos que diminuem as tensões residuais e instabilidades dimensionais (CHIAVERINI, 2008).

Conforme a temperatura de revenido escolhida para a condição do aço desejada, verificam-se as seguintes transformações (CHIAVERINI, 2008):

- ✓ Entre 25 °C e 100 °C: primeiro estágio – ocorre uma redistribuição do carbono em direção das discordâncias; essa pequena precipitação localizada do carbono pouco afeta a dureza. O fenômeno é predominante em aços de alto carbono;
- ✓ Entre 100 °C e 200 °C: segundo estágio – ocorre precipitação de carboneto de ferro, de fórmula  $Fe_3C$  e reticulado hexagonal; este carboneto pode estar ausente em aços de baixo carbono e de baixo teor em liga; a dureza começa a cair;
- ✓ Entre 200 °C e 350 °C: terceiro estágio – ocorre transformação de austenita retida em ferrita e cementita; a transformação ocorre somente em aços-carbono de médio e alto teor de carbono, o processo de perda de dureza continua;
- ✓ Entre 250 °C e 700 °C: quarto estágio – formação de ferrita e cementita, ocorre uma recuperação da subestrutura de discordâncias; carbonetos esferoidais se precipitam na matriz de ferrita equiaxial, podendo ainda ocorrer o endurecimento secundário, isso ocorre quando na composição química do aço existem elementos formadores de carbonetos como o Cr, V, W, Ti;
- ✓ Entre 600 °C a 700 °C ocorre recristalização e crescimento de grão; a cementita precipitada apresenta forma nitidamente esferoidal; a ferrita apresenta forma equiaxial; a estrutura é frequentemente chamada “esferoidita” e caracteriza-se por ser por muito tenaz e de baixa dureza.

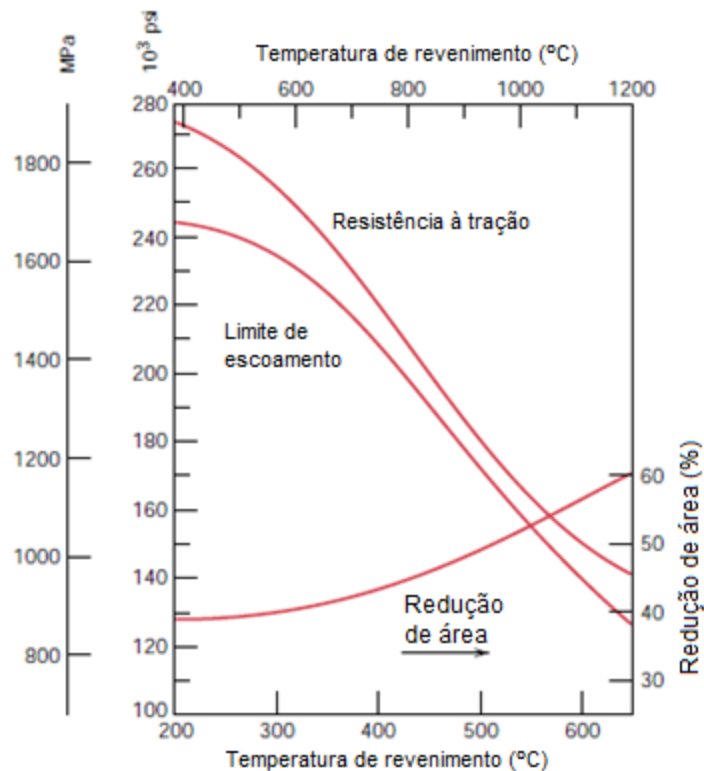
Algumas relações interessantes podem ser observadas na Figura 21, que mostra a relação entre dureza e tempo de revenimento para um aço eutetóide AISI 1080, que foi temperado em água e na Figura 22, que mostra a relação entre resistência à tração, limite de escoamento e ductilidade versus temperatura de revenimento para um aço AISI 4340 temperado em óleo (CHIAVERINI, 2008).

Figura 21 - Relação entre dureza e tempo de revenimento para um aço eutetóide AISI 1080.



Fonte: Adaptado de Callister (2010).

Figura 22 - Relação entre resistência a tração, limite de escoamento e ductilidade versus temperatura de revenimento para um aço AISI 4340.



Fonte: Adaptado de Callister (2010).

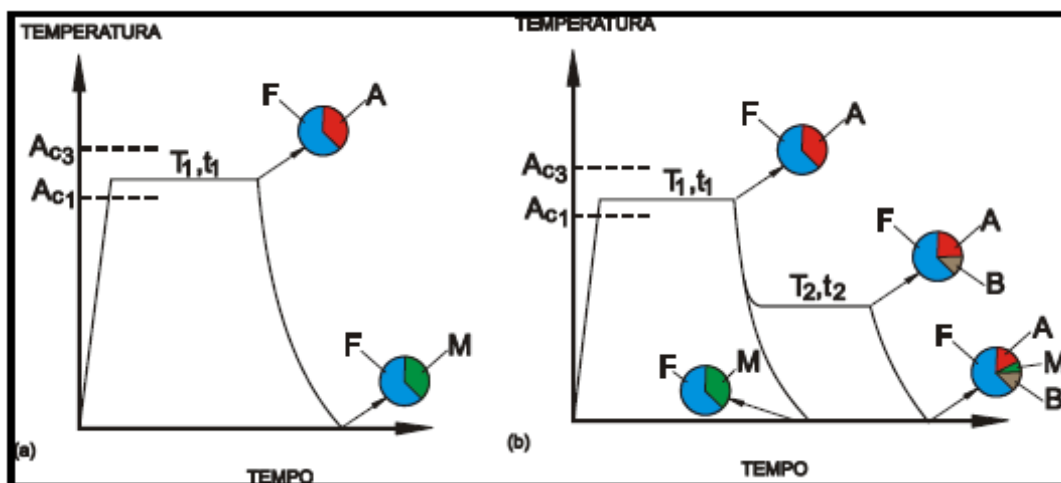
### 2.4.5 Tratamento intercrítico

Os tratamentos térmicos intercríticos são utilizados quando se deseja a obtenção de aços com estrutura bifásica ou multifásica. O tratamento térmico intercrítico consiste basicamente no recozimento intercrítico (entre A1 e A3) e tem sido tradicionalmente utilizado para obter uma quantidade da austenita na microestrutura pelo aquecimento de chapas laminadas a frio partindo da temperatura ambiente até a temperatura da região de recozimento intercrítico (ANAZAWA, 2007).

O processo de fabricação do aço bifásico (DP – dual phase) ocorre através do aquecimento do material, por um determinado tempo, a uma temperatura situada na faixa intercrítica, entre A1 e A3, seguido de resfriamento controlado. Pode-se também fazer uma austenitização completa no material, procedendo com posterior patamar na zona intercrítica e seguindo com resfriamento controlado. A temperatura é função da composição química do aço, e situa-se na região de coexistência de ferrita e austenita. Nesta faixa de temperatura a austenita se enriquece de carbono adquirindo, assim, composição suficiente para que se transforme em martensita (ANAZAWA, 2007).

A fim de obter aços com microestrutura multifásica, o ciclo térmico utilizado para aços bifásicos é ligeiramente modificado pela introdução de um patamar de conservação isotérmica na região bainítica (ANAZAWA, 2007). A Figura 23 ilustra os procedimentos de obtenção dos aços bifásicos (a) e multifásicos (b).

Figura 23 - Tratamentos térmicos para obtenção de aços bifásicos (a) e multifásicos (b).



Fonte: Azanawa (2007).

Apesar de não aparecer na Figura 23, os aços bifásicos também apresentam pequenas quantidades de austenita retida em sua microestrutura. A microestrutura dos aços bifásicos e dos aços multifásicos proporciona a estes dois tipos de materiais excelentes propriedades mecânicas. No caso dos aços bifásicos, isso é resultado da interação entre uma fase dura (martensita) e uma fase mole (ferrita). Para os aços multifásicos, como por exemplo, os aços TRIP, a transformação induzida pela deformação mecânica da austenita retida em martensita (efeito TRIP) acoplada a sua microestrutura multifásica (ferrita + bainita + martensita + austenita retida), são os fatores responsáveis por suas propriedades mecânicas (ANAZAWA, 2007).

#### **2.4.6 Tratamentos térmicos aplicados no aço AISI 4140**

Os tratamentos térmicos padrão que geralmente são aplicados no aço AISI 4140 são (ASM, 1990):

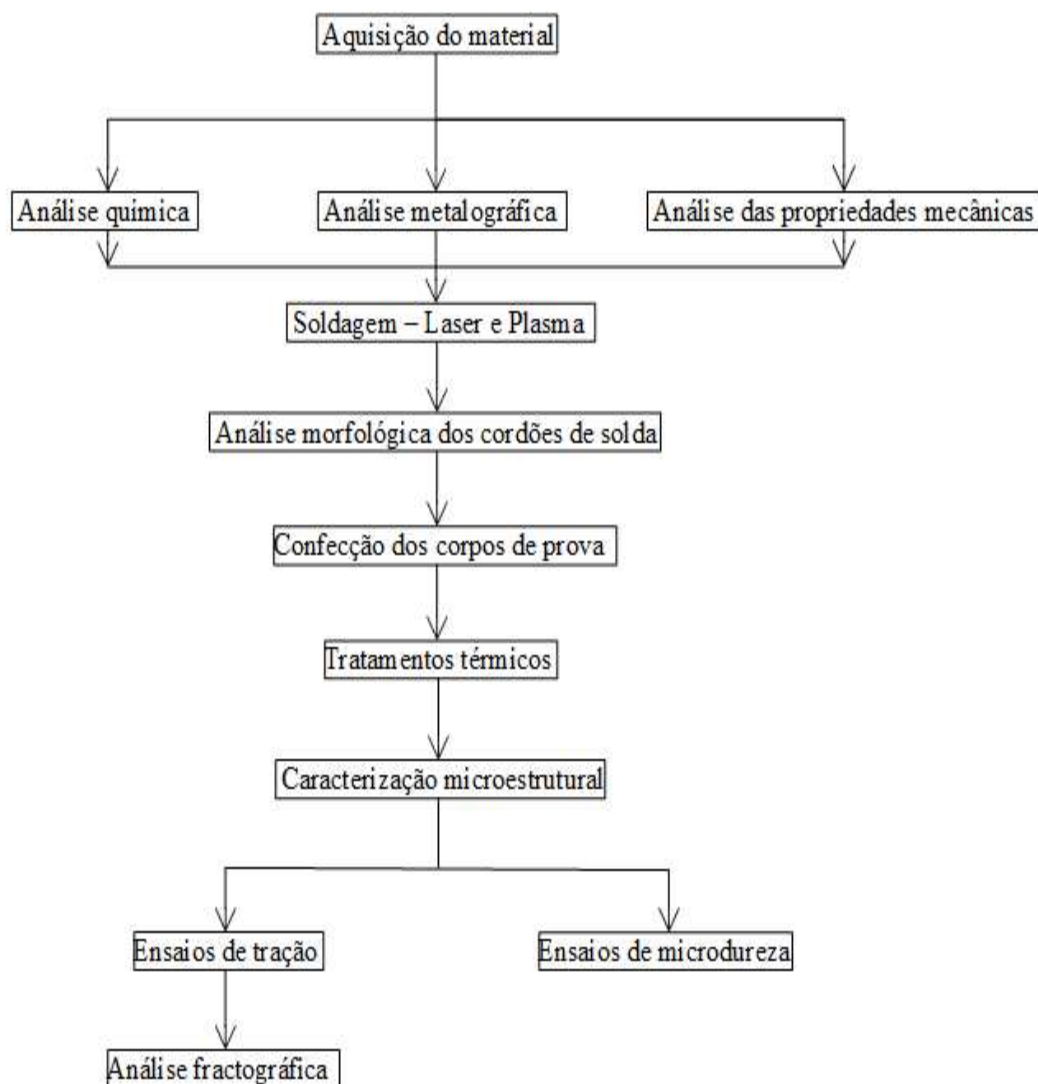
- ✓ Normalização: aquecimento do material até temperaturas entre 845 a 900 °C, permanência nesta temperatura por determinado tempo e, em seguida, resfriamento ao ar;
- ✓ Recozimento: aquecimento do material até temperaturas entre 845 a 870 °C, permanência nesta temperatura por determinado tempo e, em seguida, resfriamento no próprio forno.;
- ✓ Têmpera: aquecimento do material até temperaturas entre 830 a 870 °C, permanência nesta temperatura por determinado tempo e, em seguida, resfriamento em óleo ou água. (Para resfriamento em água, utilizam-se temperaturas de aquecimento entre 815 a 845 °C);
- ✓ Revenimento: aquecimento de pelo menos 1 a 2 horas em temperaturas entre 175 a 230 °C ou 370 a 675° C e posterior resfriamento ao ar. A temperatura e o tempo de têmpera dependem principalmente da dureza desejada. Para evitar a fragilidade ao revenido geralmente evita-se temperaturas entre 375 e 575 °C;
- ✓ Esferoidização: aquecimento do material até temperaturas entre 760 a 775 °C, permanência nesta temperatura de 6 a 12 h, seguido por resfriamento lento.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado para desenvolver este trabalho foi o aço AISI 4140 em forma de chapa, com espessura de 3,5 mm, fornecido pelo IAE – Instituto de Aeronáutica e Espaço, instituto pertencente ao DCTA (Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial). O material foi escolhido por ser um material muito utilizado na indústria aeroespacial e já ser utilizado pelo IAE/DCTA na fabricação de virolas de envelopes motores de veículos de sondagem.

No fluxograma da Figura 24 são mostradas todas as atividades e a sequência em que foram desenvolvidas na parte experimental do trabalho.

Figura 24 - Atividades desenvolvidas na parte experimental do trabalho.



Fonte: Autor.

### 3.1 CONTROLE DO MATERIAL RECEBIDO

Para garantir que o material possua as características dimensionais e metalúrgicas estabelecidas, foi realizada a caracterização microestrutural conforme norma ASTM E3, análise química do material utilizado e análise das propriedades mecânicas de dureza por microindentação segundo a norma ASTM E384.

Os resultados dos ensaios e análises do material recebido foram utilizados como referência e tiveram efeito comparativo com os resultados apresentados após soldagens e tratamentos térmicos efetuados neste trabalho.

#### 3.1.1 Análise química

A análise química do material recebido foi realizada no laboratório de materiais do IAE/DCTA (AMR), utilizando as técnicas de combustão direta e fotometria e espectrometria de absorção atômica, tendo como resultados os elementos C, S, P, Si, Mn, Cr, e Mo.

#### 3.1.2 Análise metalográfica

As análises metalográficas nas amostras do material recebido foram realizadas na Divisão de Fotônica do IEAv/DCTA (Instituto de Estudos Avançados) utilizando um microscópio óptico da marca Zeiss Axio Imager A2m, com o auxílio de uma câmera AXIOCAM e do software AXIOVISION da empresa Zeiss.

A avaliação microestrutural foi realizada utilizando amostras retiradas no sentido da laminação do material. As amostras foram embutidas utilizando baquelite e lixadas com lixas d'água de granulometria 120, 240, 360, 400, 600 e 1.200 *mesh*, posteriormente foram polidas utilizando pasta de diamante de granulometria 3 $\mu$ m e 1 $\mu$ m. Em seguida as amostras foram atacadas utilizando os reagentes Nital 3% (3 g de ácido nítrico e 97 g de álcool etílico) e Picral 4% (4 g de ácido pícrico e 96 g de álcool etílico), em temperatura ambiente. Foram observadas as microestruturas e microconstituintes presentes no material recebido.

### 3.1.3 Análise das propriedades mecânicas

Para analisar as propriedades mecânicas do material recebido foram feitas medidas de microdureza. Os ensaios foram realizados na Divisão de Fotônica do IEAv/DCTA utilizando um microdurômetro digital FM-700 *Future Tech* na escala Vickers (HV) com carga de 100 gf e tempo de 10 s.

## 3.2 SOLDAGEM

### 3.2.1 Soldagem pelo processo plasma

A soldagem a plasma foi realizada segundo modo convencional, como é feito para a confecção de virolas de envelopes motores de foguetes no IAE/DCTA. Os procedimentos de soldagem foram realizados de forma contínua com e sem metal de adição, empregando o método de solda chamado “*Keyhole*”, com um único passe.

Para realizar a soldagem, as chapas do material foram cortadas, utilizando uma guilhotina convencional, em partes com medida de 450 x 100 x 3,5 [mm]. Após o corte das chapas, as mesmas foram lixadas na região onde ocorrerá a união e, posteriormente, foram limpas utilizando acetona como solvente, este processo de limpeza elimina possíveis óxidos e graxas presentes no material.

A Figura 25 mostra as chapas utilizadas para soldagem a plasma antes e a Figura 26 depois da limpeza.

Figura 25 - Chapa cortada nas medidas 450 x 100 x 3,5 [mm] antes da limpeza.



Fonte: Autor.

Figura 26 - Chapa cortada nas medidas 450 x 100 x 3,5 [mm] após limpeza.



Fonte: Autor.

A soldagem do material foi realizada na posição plana com as duas chapas posicionadas de topo sem chanfro, utilizando a técnica “*Keyhole*” com e sem metal de adição, os parâmetros de solda foram utilizados com base em parâmetros usuais para soldagem de virolas de envelopes motores em aço AISI 4140 com 3,5 mm de espessura no IAE/DCTA, os parâmetros utilizados para os casos com e sem metal de adição são mostrados na Tabela 4 e na Tabela 5 respectivamente.

Tabela 4 - Parâmetros utilizados para a soldagem a plasma sem metal de adição.

Corrente (A)	123
Velocidade de soldagem (mm/min)	300
Vazão do gás de proteção (l/mim)	25
Vazão do gás de plasma (l/mim)	3
Vazão do gás de purga (l/mim)	25

Fonte: Autor.

Tabela 5 - Parâmetros utilizados para a soldagem a plasma com metal de adição.

Corrente (A)	138
Velocidade de soldagem (mm/min)	300
Velocidade de alimentação do arame (m/mim)	0,8
Vazão do gás de proteção (l/mim)	25
Vazão do gás de plasma (l/mim)	3,5
Vazão do gás de purga (l/mim)	25

Fonte: Autor.

As soldagens a plasma foram realizadas na Divisão de Mecânica (AME) do IAE/DCTA. A Figura 27, Figura 28, Figura 29 e Figura 30 mostram os equipamentos utilizados durante a soldagem.

Para efetuar as soldagens foram utilizados o gás argônio e arame de adição AMS 6458 H.

Figura 27 - Equipamento de soldagem MERKLE BALMER modelo Insquare P 421.



Fonte: Autor.

Figura 28 - Módulo de plasma da marca MERKLE BALMER modelo PT 11.



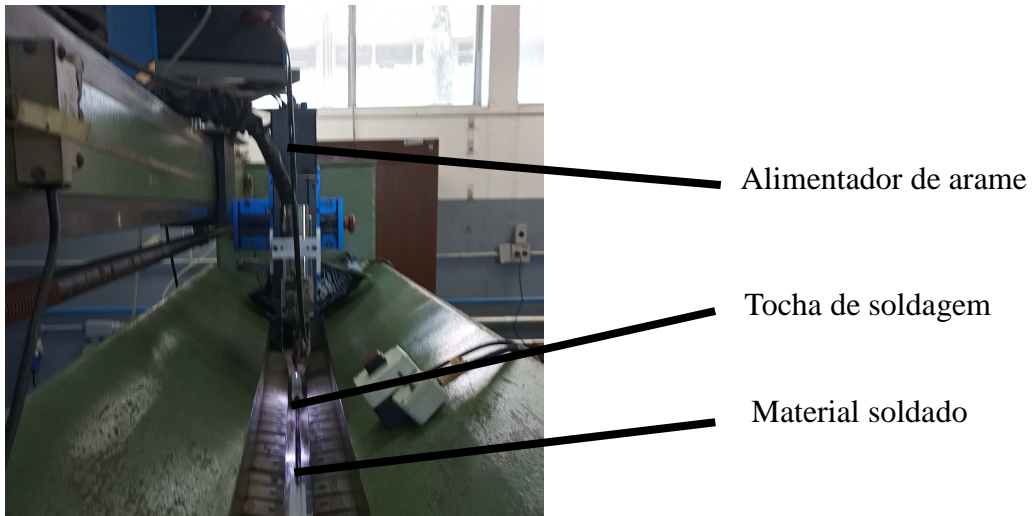
Fonte: Autor.

Figura 29 - Alimentador de arame CK WORLDWIDE WF-3.



Fonte: Autor.

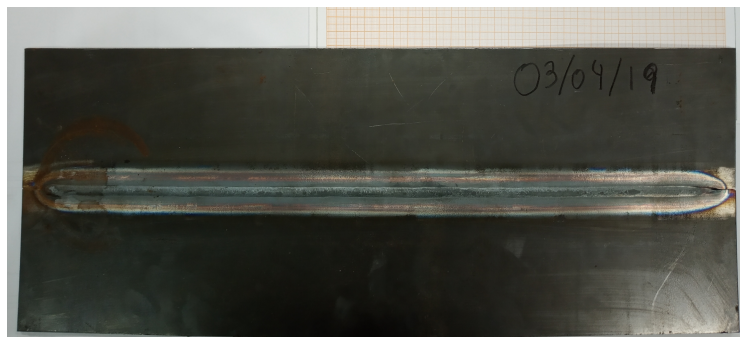
Figura 30 - Dispositivo utilizado para soldas longitudinais (Fabricação IAE).



Fonte: Autor.

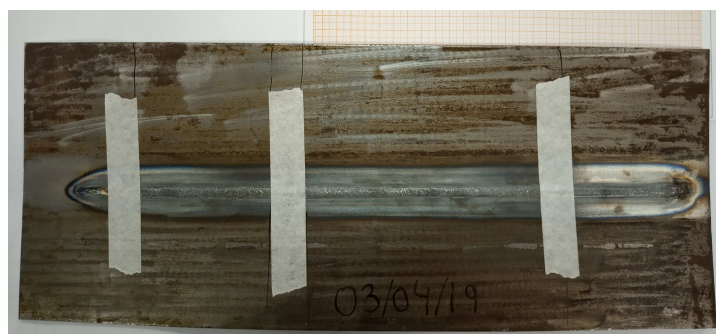
A Figura 31 mostra o exemplo do material após soldagem a plasma com metal de adição e a Figura 32 sem metal de adição.

Figura 31 - Aço AISI 4140 soldado a plasma com metal de adição.



Fonte: Autor.

Figura 32 - Aço AISI 4140 soldado a plasma sem metal de adição.



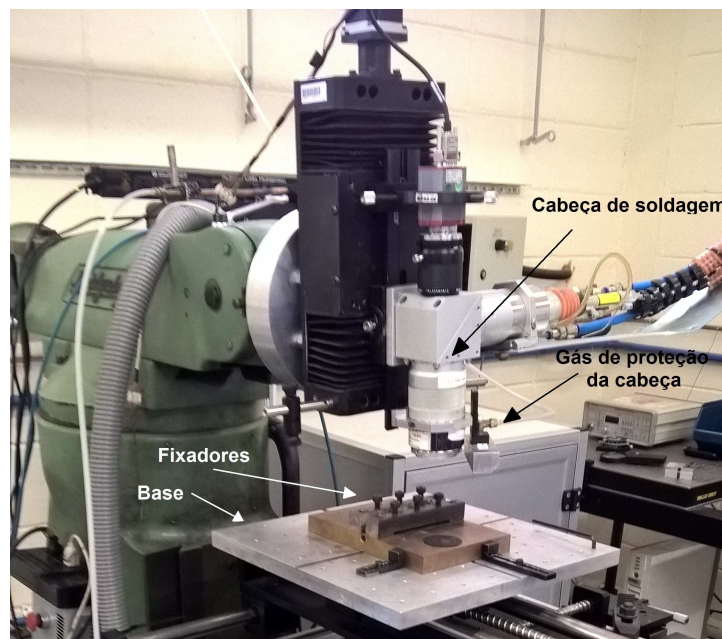
Fonte: Autor.

### 3.2.2 Soldagem pelo processo laser

A soldagem a laser foi realizada no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do IEAv/DCTA (Instituto de Estudos Avançados), utilizando um laser a fibra de potência média de 2 kW, IPG modelo YLR-2000, que utiliza uma fibra de saída com 50  $\mu\text{m}$  de diâmetro e 5 metros de extensão. O equipamento possui uma unidade de acoplamento de fibras que faz uma conexão com uma segunda fibra que possui 100  $\mu\text{m}$  de diâmetro e 10 metros de comprimento que será utilizada nos processos de soldagem. Esta fibra secundária é conectada a um colimador óptico formando o sistema de acoplamento do feixe. O laser está inserido em uma cabine de processamento feita em alumínio com 3  $\text{m}^3$ , sendo ela equipada com sistemas de gases auxiliares de processo e de exaustão de fumes. No processo de soldagem a laser foi utilizado um bocal de gás circular posicionado manualmente com 3 mm de diâmetro e um fluxo de 8 l/min de gás argônio para proteção da solda e outro bocal para a proteção da cabeça do laser com gás nitrogênio. Apesar do sistema de gases de processo comportar outros tipos de gases como, por exemplo: nitrogênio, oxigênio, argônio e hélio, foram utilizados o argônio e o nitrogênio pelo maior volume em estoque.

A Figura 33 mostra o equipamento utilizado durante a soldagem a laser.

Figura 33 - Equipamento de soldagem a laser (DedALO) – IEAv/DCTA.



Fonte: Autor.

Os parâmetros controlados neste estudo foram a potência e a velocidade; utilizou-se como parâmetros iniciais, os parâmetros utilizados por Souza Neto (2016) e Cardoso (2011), porém devido à variação na espessura do material utilizado, foram realizados diversos testes iniciais a fim de obter os parâmetros ideais para o aço AISI 4140 com 3,5 mm de espessura. Foram testadas velocidades de 800 a 1500 mm/min e potência de 1300 a 2000 W.

Para realização dos testes iniciais de soldagem a laser, bem como para a realização da soldagem final foi utilizado uma chapa cortada do material recebido utilizando uma guilhotina convencional, com medida de 135 x 100 x 3,5 [mm]. Após o corte, as chapas foram lixadas e, posteriormente, limpas utilizando acetona como solvente, assim removendo possíveis óxidos e graxas presentes no material.

Os procedimentos de soldagem foram realizados de forma contínua, sem metal de adição, empregando o método de solda chamado “*Keyhole*”, com um único passe.

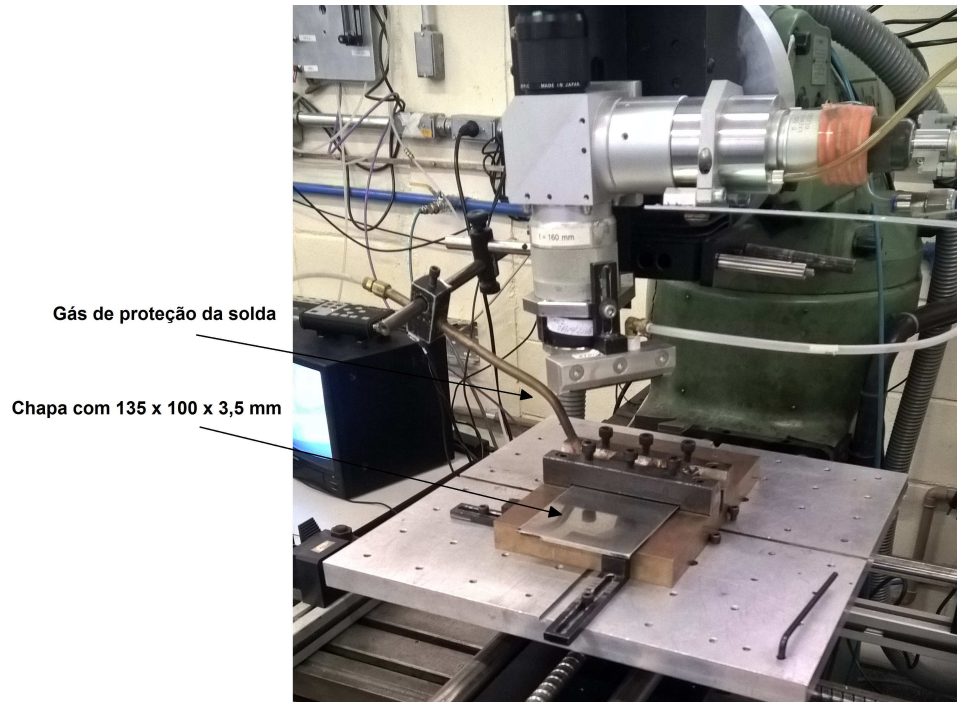
A Figura 34, Figura 35, Figura 36 e a Figura 37 mostram o material após limpeza, o *setup* do equipamento utilizado para soldagem a laser, a chapa utilizada para os testes a laser e o material com a soldagem final, respectivamente.

Figura 34 - Chapa cortada nas medidas 135 x 100 x 3,5 [mm] após limpeza.



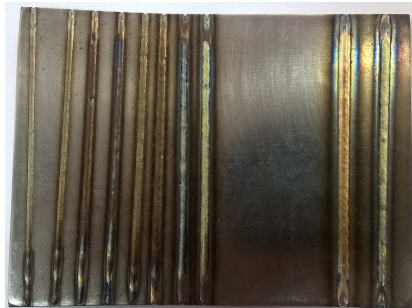
Fonte: Autor.

Figura 35 - *Setup* do equipamento para soldagem a laser.



Fonte: Autor.

Figura 36 - Chapa utilizada para os testes a laser



Fonte: Autor.

Figura 37 - Soldagem final – laser.



Fonte: Autor.

### 3.3 ANÁLISE MORFOLÓGICA DOS CORDÕES DE SOLDA

A fim de verificar a qualidade da solda e se a mesma ficou dentro do desejado quanto a profundidade e espessura do cordão, bem como penetração total e porosidades no cordão, foi realizada análise da morfologia dos cordões de solda. No caso da solda a laser, a análise da morfologia dos cordões testados indicará uma possível combinação de parâmetros a serem utilizados na soldagem final. No caso das soldagens a plasma, a análise da morfologia dos cordões validará os parâmetros utilizados no estudo, parâmetros já utilizados nas soldagens de virolas de envelopes motores em aço AISI 4140.

Para a realização das análises morfológicas foram utilizados os mesmos procedimentos de caracterização microestrutural descritos no item 3.6.

### 3.4 CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Após as soldagens a plasma e a laser, os corpos de prova para o ensaio de tração foram confeccionados segundo a norma ASTM E8M. Sessenta corpos de prova retangulares tipo subsize de 100 x 10 x 3,5 [mm] foram retirados das chapas soldadas e da chapa sem solda na direção de laminação. Os cdps retirados das chapas soldadas foram fabricados de forma que o cordão de solda ficasse posicionado no centro do seu comprimento útil.

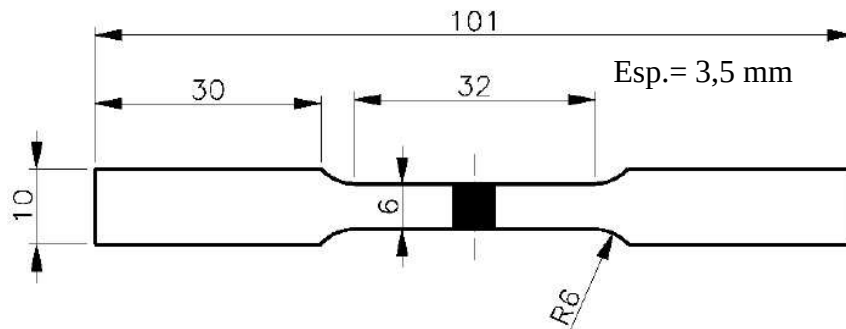
Na Tabela 6 é mostrada a quantidade de corpos de prova para tração e na Figura 38 são mostradas as dimensões dos corpos de prova utilizados para os ensaios de tração.

Tabela 6 - Quantidade de corpos de prova fabricados para os ensaios de tração.

Material como recebido	15 cdps
Material soldado a laser	15 cdps
Material soldado a plasma sem metal de adição	15 cdps
Material soldado a plasma com metal de adição	15 cdps

Fonte: Autor.

Figura 38 - Dimensões dos corpos de prova utilizados para ensaios de tração. [mm]



Fonte: Autor.

A fabricação dos corpos de prova foi realizada na oficina mecânica SUTEC do IEAv/DCTA utilizando um equipamento de eletroerosão a fio, como mostrado na Figura 39.

Figura 39 – Usinagem dos corpos de prova utilizando eletroerosão a fio.



Fonte: Silva (2014).

### 3.5 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram divididos em quatro lotes, sendo que um dos lotes não sofreu tratamentos térmicos, e será utilizado como controle e comparação durante a análise dos resultados. A Tabela 7 mostra a quantidade de cdps para cada tratamento térmico aplicado.

Tabela 7 - Quantidade de corpos de prova para cada tratamento térmico aplicado.

	<b>Sem tratamen- to Térmico</b>	<b>Revenido</b>	<b>Temperado e revenido</b>	<b>Intercrítico</b>
Material como recebido (sem solda)	3	4	4	4
Material soldado a laser	3	4	4	4
Material soldado a plasma sem metal de adição	3	4	4	4
Material soldado a plasma com metal de adição	3	4	4	4

Fonte: Autor.

### 3.5.1 Tratamento térmico de revenimento

O ciclo de tratamento térmico de revenimento foi realizado utilizando um forno tipo mufla da marca BRASIMET modelo K400 com temperatura máxima de 1300 °C, este equipamento está localizado na Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA. A Figura 40 mostra o equipamento utilizado para o tratamento térmico de revenimento.

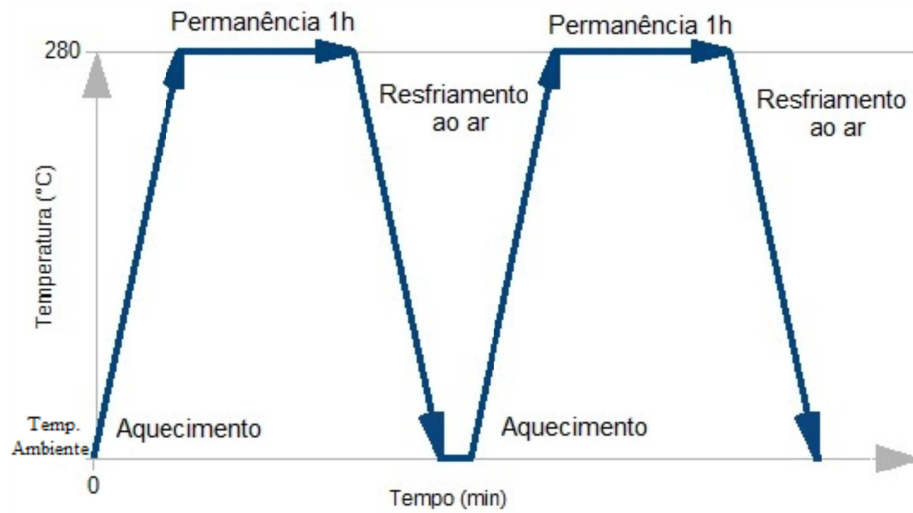
Foi utilizado um ciclo de duplo revenimento, com aquecimento do material até a temperatura de 280 °C, manutenção desta temperatura por uma hora e posterior resfriamento ao ar e, após resfriamento, repetição do ciclo. Esta temperatura de aquecimento foi escolhida tendo em vista que a fragilidade ao revenido ocorre quando o aço é revenido a uma temperatura entre 375 e 575 °C. Os aços susceptíveis a fragilização por revenimento contêm concentrações apreciáveis dos elementos de liga manganês, níquel ou cromo (ANAZAWA, 2007). A partir de 500 °C, tanto os microconstituintes do metal base, quanto do cordão de solda começam a passar por transformações mais próximas à normalização (CARVALHO, 2009). Uma representação esquemática do ciclo de duplo revenimento é mostrada na Figura 41.

Figura 40 - Forno utilizado para o tratamento térmico de revenimento.



Fonte: Autor.

Figura 41 - Representação esquemática do ciclo de duplo revenimento.



Fonte: Autor.

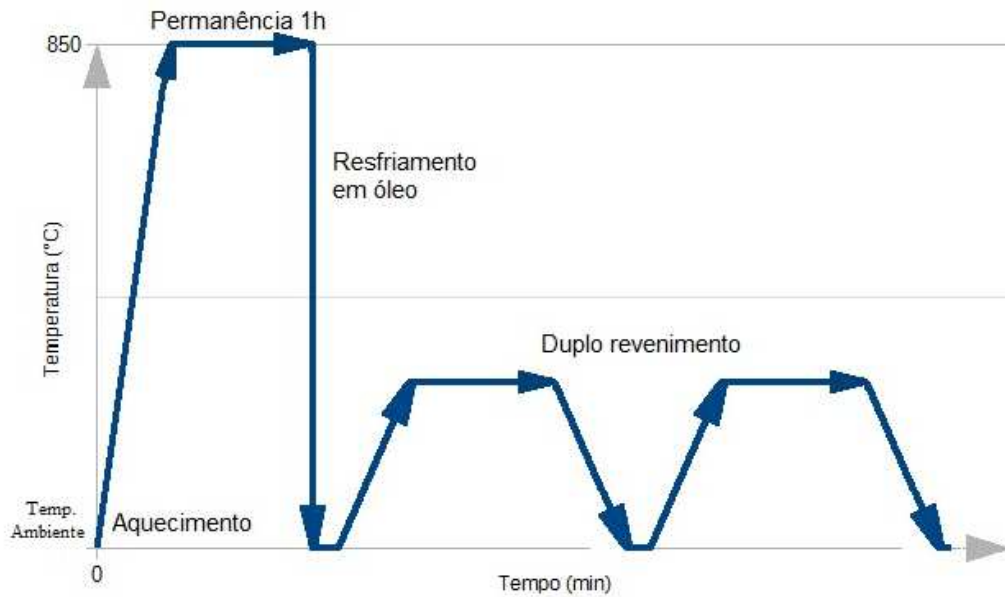
### 3.5.2 Tratamento térmico de têmpera e revenimento

O ciclo de tratamento térmico de têmpera com posterior revenimento foi realizado utilizando um forno tipo mufla da marca BRASIMET modelo K400 com temperatura máxima de 1300 °C, este equipamento está localizado na Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA.

Foi utilizado um ciclo de têmpera com posterior duplo revenimento, com aquecimento do material até a temperatura de 850 °C, manutenção desta temperatura por uma hora com posterior resfriamento em óleo, após o resfriamento em óleo foi realizado um duplo revenimento similar ao realizado na Fig. 41.

Uma representação esquemática do ciclo de têmpera com duplo revenimento posterior é mostrada na Figura 42.

Figura 42 - Representação esquemática do ciclo de têmpera com duplo revenimento posterior.



Fonte: Autor.

### 3.5.3 Tratamento térmico intercrítico

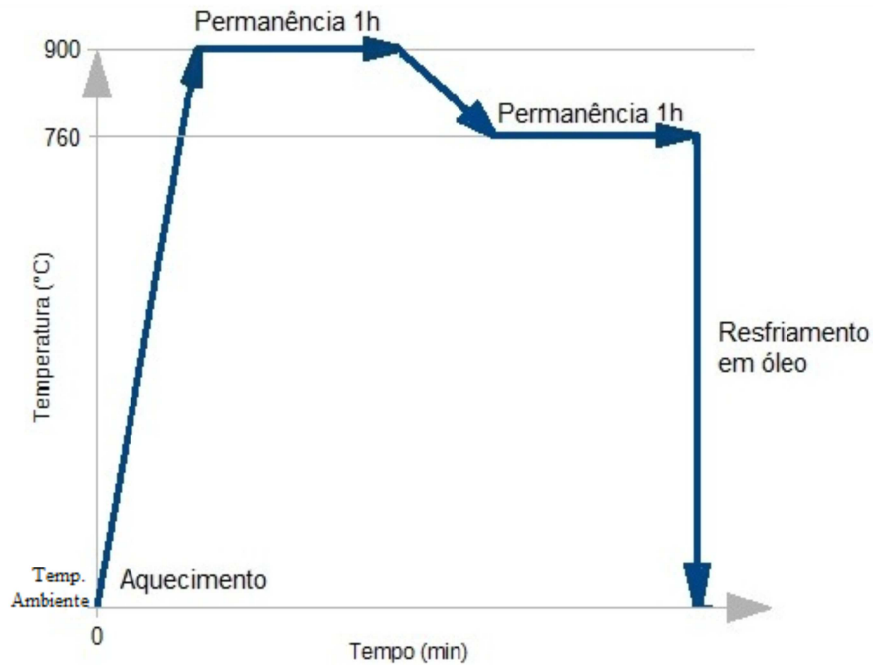
O ciclo de tratamento térmico Intercrítico foi realizado utilizando dois fornos, ambos localizados na Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA. O primeiro, tipo mufla da marca BRASIMET modelo K400 com temperatura máxima de 1300 °C, foi utilizado para elevar a temperatura do material até 900 °C e fazer a manutenção desta temperatura por uma hora, o segundo, tipo mufla da marca BRASIMET, modelo Koe 40/25/65 com temperatura máxima de 1000 °C, foi utilizado para manter a temperatura do material em 760 °C, após a retirada do primeiro forno, sendo esta temperatura mantida por mais uma hora. A Figura 43 mostra o segundo forno utilizado para o tratamento térmico intercrítico. Após uma hora a 760 °C, o material foi resfriado em óleo. Uma representação esquemática do ciclo de tratamento térmico intercrítico é mostrada na Figura 44.

Figura 43 - Forno utilizado para o tratamento térmico intercrítico a 760 °C.



Fonte: Autor.

Figura 44 - Representação esquemática do ciclo do tratamento intercrítico.



Fonte: Autor.

### 3.6 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Para realizar as análises e comparar as microestruturas obtidas neste trabalho foram utilizadas técnicas de microscopia óptica (MO). Para realizar todas as etapas da caracterização microestrutural foram utilizados os equipamentos do laboratório de metalografia do IEAv/DCTA.

As análises foram realizadas no metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e no cordão de solda, zona fundida (ZF), para os seguintes casos:

- Material como recebido (sem solda) – (MB);
- Material pós soldagens a plasma e a laser – (MB, ZTA e ZF);
- Material soldado e com tratamento térmico de revenimento – (MB, ZTA e ZF);
- Material soldado e com tratamento térmico de têmpera e revenimento – (MB, ZTA e ZF);
- Material soldado e com tratamento térmico intercrítico – (MB, ZTA e ZF).

### 3.6.1 Preparação das amostras para metalografia

Para realizar as análises metalográficas foram preparadas amostras que representam todos os casos de soldagem e tratamentos térmicos aplicados. As amostras foram cortadas utilizando uma cortadeira metalográfica de precisão TECLAGO, modelo CPT-25 com o auxílio de um disco diamantado com espessura de 0,5 mm. As amostras foram embutidas a quente utilizando uma embutidora AROTEC, modelo PRE-30, utilizando a resina sintética baquelite. Após o embutimento, as amostras passaram por um lixamento, foram utilizadas lixas na sequência, 120, 180, 240, 400, 600, 1200 e 2400 *mesh*, para efetuar o lixamento foi utilizado uma lixadeira AROTEC. Após o lixamento, as superfícies das amostras foram polidas em uma politriz AROTEC com rotação de 300 rpm, empregando-se um pano de polimento TECLAGO, com pasta de diamante de 3 e 1  $\mu\text{m}$  para acabamento final. Após o procedimento de polimento as amostras foram lavadas com álcool etílico e secas com jato de ar.

A Figura 45, a Figura 46, a Figura 47 e a Figura 48 mostram a cortadeira metalográfica, a embutidora, a lixadeira e a politriz utilizada respectivamente.

Figura 45 - Cortadeira metalográfica de precisão TECLAGO, modelo CPT-25.



Fonte: Autor.

Figura 46 - Embutidora AROTEC, modelo PRE-30



Fonte: Autor.

Figura 47 - Lixadeira AROTEC.



Fonte: Autor.

Figura 48 - Politriz AROTEC.



Fonte: Autor.

### 3.6.2 Ataques químicos

A fim de visualizar as diferentes fases existentes no material e revelar os grãos, as amostras polidas foram atacadas com os reagentes Nital 3% (3 g de ácido nítrico e 97 g de álcool etílico) e Picral 4% (4 g de ácido pícrico e 96 g de álcool etílico), em temperatura ambiente, com tempo de ataque variando entre 4 e 8 segundos, dependendo da amostra. Após o ataque as amostras foram lavadas em água corrente e em seguida em álcool etílico e secas com jato de ar. Para analisar e comparar as microestruturas do aço empregado neste trabalho foram utilizadas técnicas de microscopia óptica (MO), utilizando um microscópio óptico da marca Zeiss Axio Imager A2m, com o auxílio de uma câmera AXIOCAM e do *software* AXIOVISION da empresa Zeiss.

### 3.7 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV)

Com o objetivo de se obter o perfil de microdureza das amostras, foram realizadas medições de dureza Vickers por indentação. Foi utilizado para realizar estas medidas um microdurômetro digital *microhardness tester* FM-700 *Future Tech*, com penetrador piramidal de base quadrada e ângulo entre faces de 136°, do tipo Vickers, localizado no laboratório de metalografia do IEAv/DCTA.

No presente estudo, a carga utilizada foi de 100 gf e com tempo de indentação de 10 segundos, as medidas foram realizadas na direção transversal ao cordão de solda, abrangendo o MB, a ZTA e a ZF nas chapas soldadas e tratadas, e nas chapas sem solda com e sem tratamento térmico foram feitas medições ao longo do material a fim de se obter uma dureza média para o material.

A Figura 49, a Figura 50 e a Figura 51 mostram o equipamento utilizado para fazer as medições, a medição na amostra e a ilustração das posições dos pontos de medição da microdureza, respectivamente. As impressões foram efetuadas de modo a obter uma distância entre as microindentações de cerca de 0,04 mm, na direção horizontal e vertical.

Figura 49 - Microdurômetro FM-700 *Future Tech*.



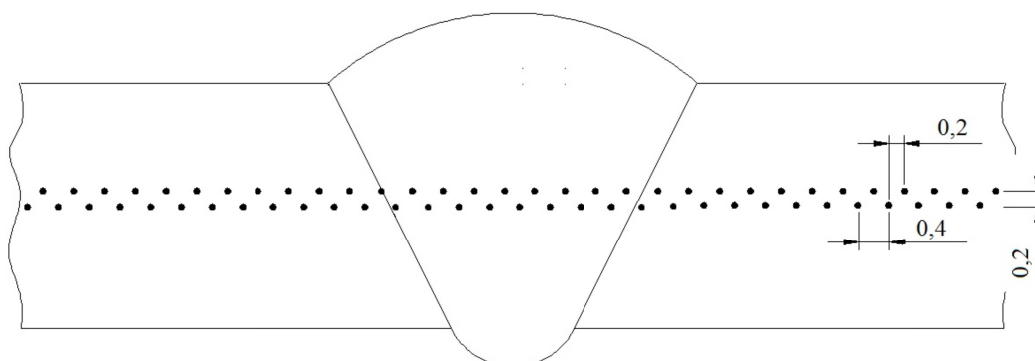
Fonte: Autor.

Figura 50 - Indentação da amostra



Fonte: Autor.

Figura 51 - Ilustração das posições dos pontos de medição da microdureza.

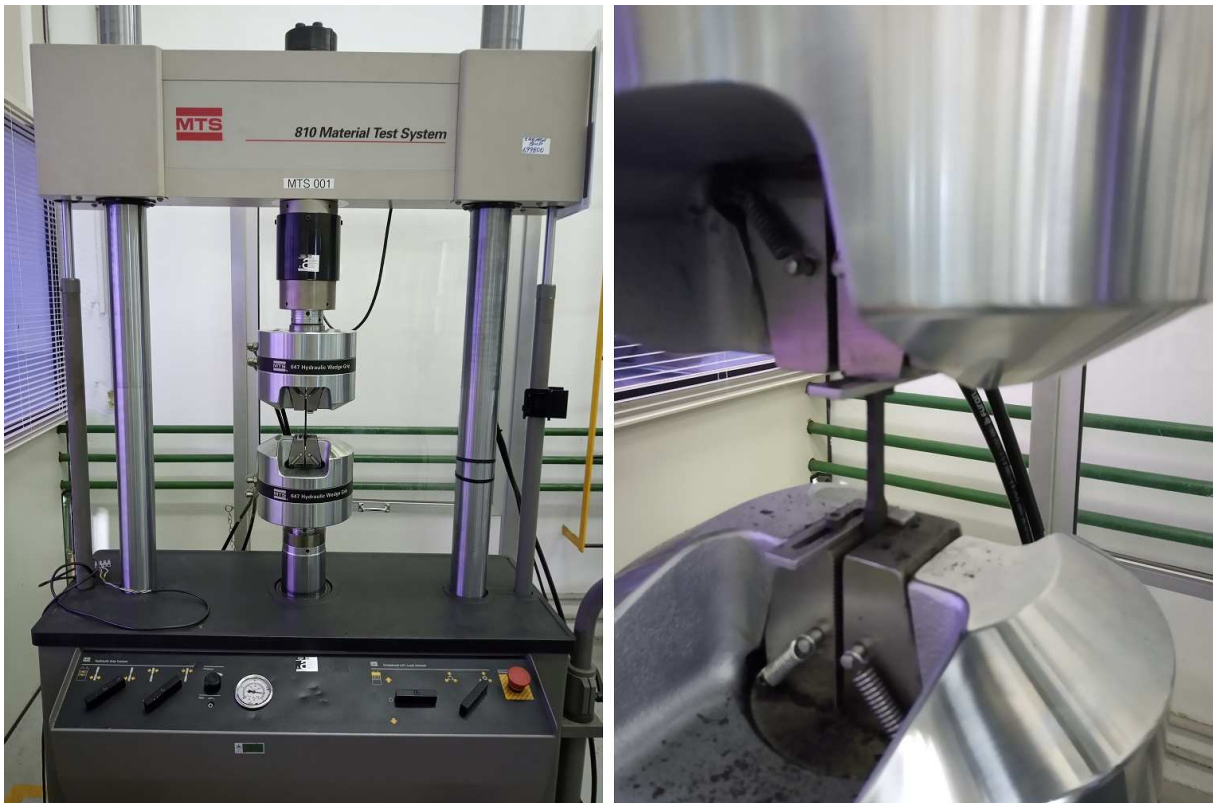


Fonte: Autor.

### 3.8 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E8M, que especifica as condições para ensaios de tração para chapas metálicas à temperatura ambiente. O equipamento utilizado para os ensaios de tração está instalado nos laboratórios de ensaios destrutivos da IAE/DCTA (Divisão de Integração e Ensaios do IAE), foi utilizada uma máquina servo hidráulica MTS 810.23M com célula de carga com capacidade de 250 kN, mostrada na Figura 52. A velocidade do deslocamento do atuador foi de 1 mm/min e a taxa de aquisição de dados foi de dois pontos por segundo.

Figura 52 - Equipamento utilizado para ensaios de tração MTS 810.23M, com célula de carga de 250 kN



Fonte: Autor.

Foram retirados 48 cdps na direção de laminação da chapa, soldados e não soldados. Os cdps foram preparados para os testes de tração, sendo divididos em quatro grupos: Metal base (conforme recebido e sem solda), material soldado a laser, material soldado a plasma sem metal de adição e material soldado a plasma com metal de adição. Posteriormente, estes quatro grupos foram subdivididos por condição de tratamento térmico, sendo eles: Material

não tratado termicamente, revenido, temperado e revenido e tratamento intercrítico. A Tabela 8 mostra a quantidade de cdps que foram ensaiados para cada caso.

Tabela 8 – Quantidade de cdps que foram ensaiados para cada caso.

	<b>Não tratado termicamente</b>	<b>Revenido</b>	<b>Temperado e revenido</b>	<b>Intercrítico</b>
Material como recebido (sem solda)	3	3	3	3
Material soldado a laser	3	3	3	3
Material soldado a plasma sem metal de adição	3	3	3	3
Material soldado a plasma com metal de adição	3	3	3	3

Fonte: Autor.

Na Figura 53 e na Figura 54 são mostrados os cdps utilizados nos 16 casos para os ensaios de tração.

Figura 53 - Cdps sem solda e soldados a laser, tratados e não tratados termicamente.



Fonte: Autor.

Figura 54 - Cdps soldados a plasma sem e com metal de adição, tratados e não tratados termicamente.



Fonte: Autor.

Nos ensaios de tração foram avaliados os parâmetros abaixo:

- Limite de escoamento: foi considerada a tensão que produz uma deformação permanente de 0,2%, método utilizado quando o material ensaiado tem escoamento contínuo;
- Limite de resistência à tração: calculado pela máxima carga atingida durante o ensaio dividida pela área inicial da seção do cdp;
- Alongamento: calculado pela variação percentual no comprimento da região útil do cdp, antes e após o rompimento;
- Tensão de ruptura: última tensão atingida antes do rompimento do cdp.

### 3.9 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

As análises fractográficas foram realizadas após os ensaios de tração e foram feitas na Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca LEO, modelo 435 VPi, utilizando a técnica de elétrons secundários. Foram avaliados os mecanismos de fratura para o material com e sem solda, para todas as condições de tratamentos térmicos aplicadas.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 CONTROLE DO MATERIAL RECEBIDO

#### 4.1.1 Análise química

A Tabela 9 mostra as porcentagens em peso para os elementos químicos do aço AISI 4140, obtidos conforme a análise química realizada em laboratório e os valores especificados pela norma SAE J404 Rev. 2000 (SAE, 2000).

Tabela 9 - Composição química encontrada em análise química e composição especificada pela norma SAE J404 Rev. 2000.

Elementos	Análise química (%)	SAE J404 (%)
Carbono (C)	0,415 ± 0,005	0,38 – 0,43
Manganês (Mn)	0,82 ± 0,05	0,75 – 1,00
Fósforo (P)	0,010 ± 0,001	<0,030
Enxofre (S)	0,015 ± 0,001	<0,040
Silício (Si)	0,27 ± 0,03	0,15 – 0,35
Níquel (Ni)	0,009 ± 0,001	-
Cromo (Cr)	0,93 ± 0,03	0,80 – 1,10
Molibdênio (Mo)	0,20 ± 0,02	0,15 – 0,25

Fonte: Autor.

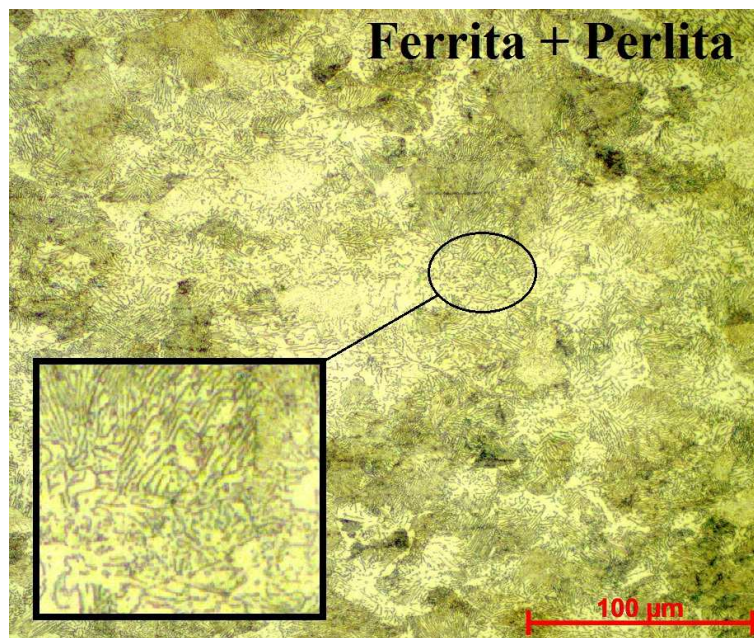
De acordo com os resultados obtidos durante a análise química realizada em laboratório, a composição química do material recebido está de acordo com o estipulado para um aço AISI 4140 pela norma SAE J404 Rev. 2000 (SAE, 2000).

### 4.1.2 Análise metalográfica

As primeiras análises metalográficas do material ocorreram com o material conforme recebido, sem nenhum tipo de tratamento térmico ou processo de soldagem, com amostras retiradas no sentido longitudinal. Pode-se observar na Figura 55 que a microestrutura inicial é formada principalmente por ferrita (grãos brancos) e perlita (grãos mais escuros), correspondente com o teor de carbono do aço AISI 4140. Estas características garantem ao aço boa resistência e alongamento, superior ao dos aços com estrutura apenas perlítica.

A microestrutura do material recebido pode ser observada na Figura 55.

Figura 55 - Microestrutura do material conforme recebido. (Ataque: Nital 2%).



Fonte: Autor.

### 4.1.3 Análise das propriedades mecânicas

As medidas de microdureza realizadas no material conforme recebido foram utilizadas como base comparativa para os resultados obtidos para o material soldado nas condições propostas bem como tratado termicamente. Após realizar as microindentações no material recebido, encontrou-se o valor médio de  $328,6 \pm 3,0$  HV.

## 4.2 SOLDAGEM

### 4.2.1 Soldagem pelo processo plasma

Após a realização da inspeção e controle do material recebido, foram efetuados os processos de soldagem a plasma, segundo os procedimentos e parâmetros mencionados no item 3.2.1. Os resultados serão mostrados e discutidos nos itens subsequentes.

### 4.2.2 Soldagem pelo processo laser

Após a realização da inspeção e controle do material recebido, foram efetuados os processos de soldagem a laser, segundo os procedimentos mencionados no item 3.2.2. Os parâmetros iniciais foram baseados nos parâmetros utilizados por Souza Neto (2016) e Cardoso (2011), porém, devido a maior espessura do material, foram realizados onze passes de soldagem iniciais a fim de obter os parâmetros ideais para o aço AISI 4140 com 3,5 mm de espessura. A Tabela 10 mostra os parâmetros testados durante o processo de soldagem a laser.

Tabela 10 - Parâmetros iniciais testados durante a soldagem a laser

<b>Passe</b>	<b>Velocidade (mm/mim)</b>	<b>Potência (W)</b>
<b>1</b>	1500	1300
<b>2</b>	1500	1500
<b>3</b>	1500	1800
<b>4</b>	1500	2000
<b>5</b>	1000	1300
<b>6</b>	1000	1500
<b>7</b>	1000	1800
<b>8</b>	1000	2000
<b>9</b>	800	1800
<b>10</b>	800	2000
<b>11</b>	900	2000

Fonte: Autor.

Para realizar as análises de viabilidade dos parâmetros utilizados nos testes iniciais, foram observados inicialmente, de forma visual, o corpo da solda e penetração da mesma no material após soldagem. As análises visuais consideraram o aspecto da parte superior e inferior da chapa, possíveis defeitos visíveis, penetração da solda, perda de material e regularidade das bordas da zona fundida. A Tabela 11 sintetiza os resultados da análise visual feita após os testes de soldagem a laser.

Tabela 11 - Resultados da análise visual após os testes de soldagem a laser.

<b>Passe</b>	<b>Parte Superior (Topo)</b>	<b>Parte Inferior (Raiz)</b>
<b>1</b>	Boa	Sem penetração
<b>2</b>	Boa – pequena perda de material	Sem penetração
<b>3</b>	Boa	Sem penetração
<b>4</b>	Boa	Penetração total em partes
<b>5</b>	Boa	Sem penetração
<b>6</b>	Boa – pequena perda de material	Sem penetração
<b>7</b>	Boa	Sem penetração
<b>8</b>	Boa	Penetração total em partes
<b>9</b>	Boa – largura excessiva	Sem penetração
<b>10</b>	Boa – largura excessiva	Sem penetração
<b>11</b>	Boa	Penetração total

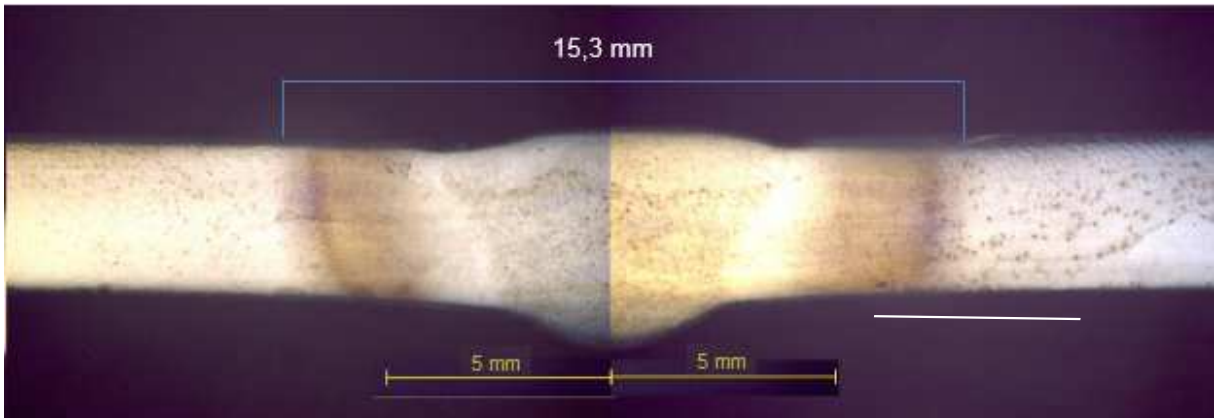
Fonte: Autor.

### 4.3 ANÁLISE MORFOLÓGICA DOS CORDÕES DE SOLDA

#### 4.3.1 Análise morfológica dos cordões de solda a plasma

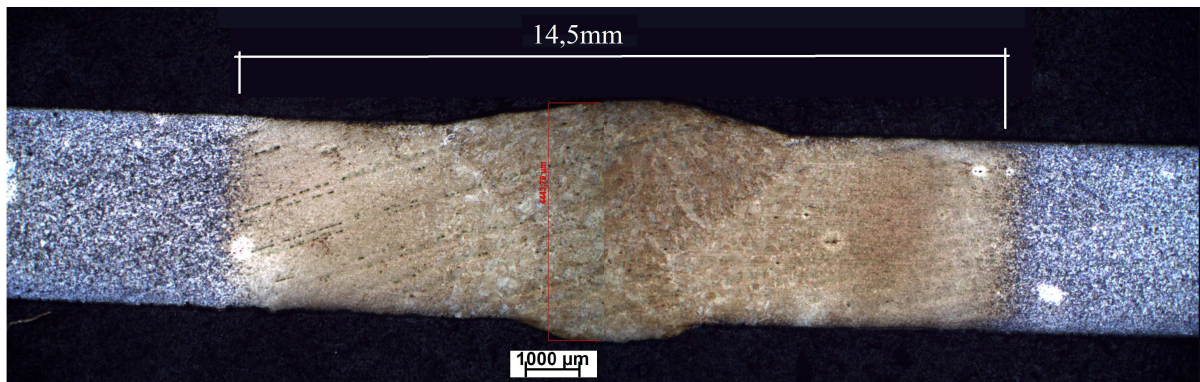
Para efetuar a análise da morfologia dos cordões de solda a plasma, foram feitas análises microestruturais nos cordões de solda a plasma com e sem metal de adição. As micrografias das seções transversais dos cordões de solda a plasma sem e com metal de adição são mostradas na Figura 56 e na Figura 57.

Figura 56 - Cordão de solda a plasma sem metal de adição. (MO)(Ataque: Nital 2%).



Fonte: Autor.

Figura 57 - Cordão de solda a plasma com metal de adição. (MO)(Ataque: Nital 2%).



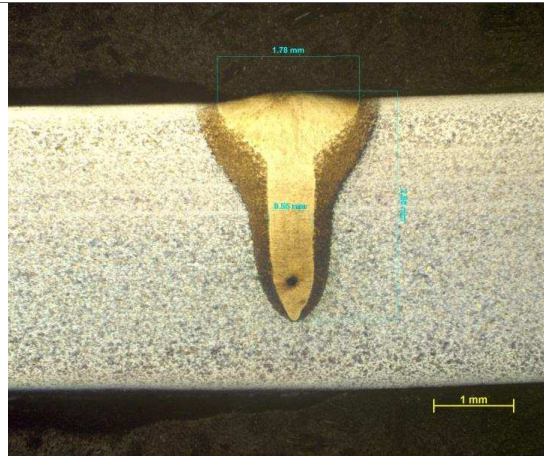
Fonte: Autor.

Após a análise dos cordões de solda a plasma com e sem metal de adição, verificou-se que os mesmos não possuem poros internos, foram realizados com penetração total e não apresentam perda de material no topo do cordão de solda. Assim sendo, os parâmetros utilizados com base em soldagens anteriores de virolas de motores foram validados neste estudo, apresentando resultados satisfatórios em relação a morfologia dos cordões de solda.

#### 4.3.2 Análise morfológica dos cordões de solda a laser

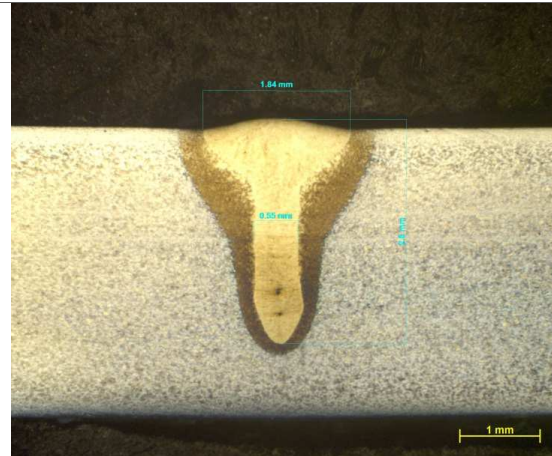
Para efetuar a análise da morfologia dos cordões de solda a laser, foram feitas análises microestruturais em cdps que representam cada passe de soldagem. As micrografias das seções transversais dos cordões de solda das amostras (passe) 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10 e 11 (Tab.10) são mostradas na Figura 58, na Figura 59 e na Figura 60.

Figura 58 - Cordões de solda a laser, amostras 1, 2, 3 e 4. (MO)(Ataque: Nital 2%).



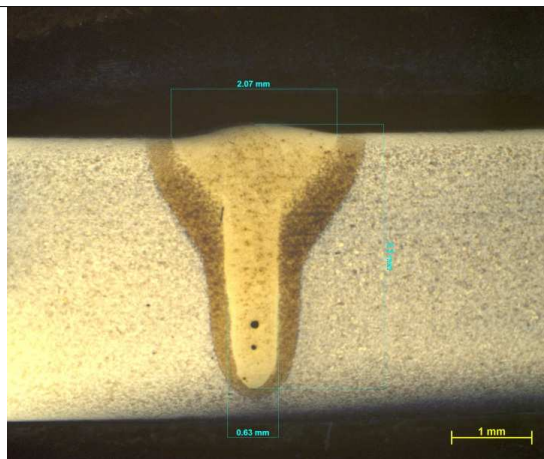
**Amostra 1**

V(mm/min) = 1500    Largura(mm) = 1,78  
P(W) = 1300    Profundidade(mm) = 2,86  
Largura raiz(mm) = 0,55



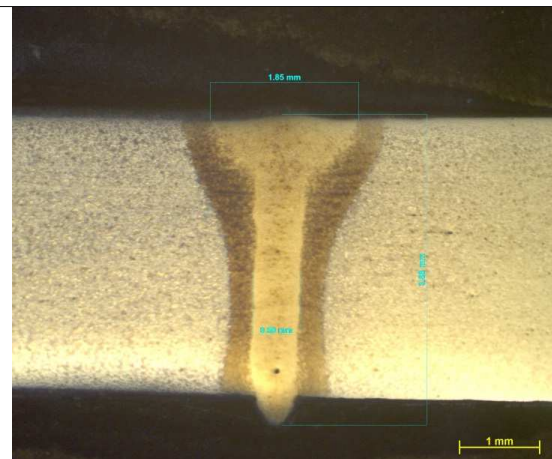
**Amostra 2**

V(mm/min) = 1500    Largura(mm) = 1,84  
P(W) = 1500    Profundidade(mm) = 2,80  
Largura raiz(mm) = 0,55



**Amostra 3**

V(mm/min) = 1500    Largura(mm) = 2,07  
P(W) = 1800    Profundidade(mm) = 3,30  
Largura raiz(mm) = 0,63

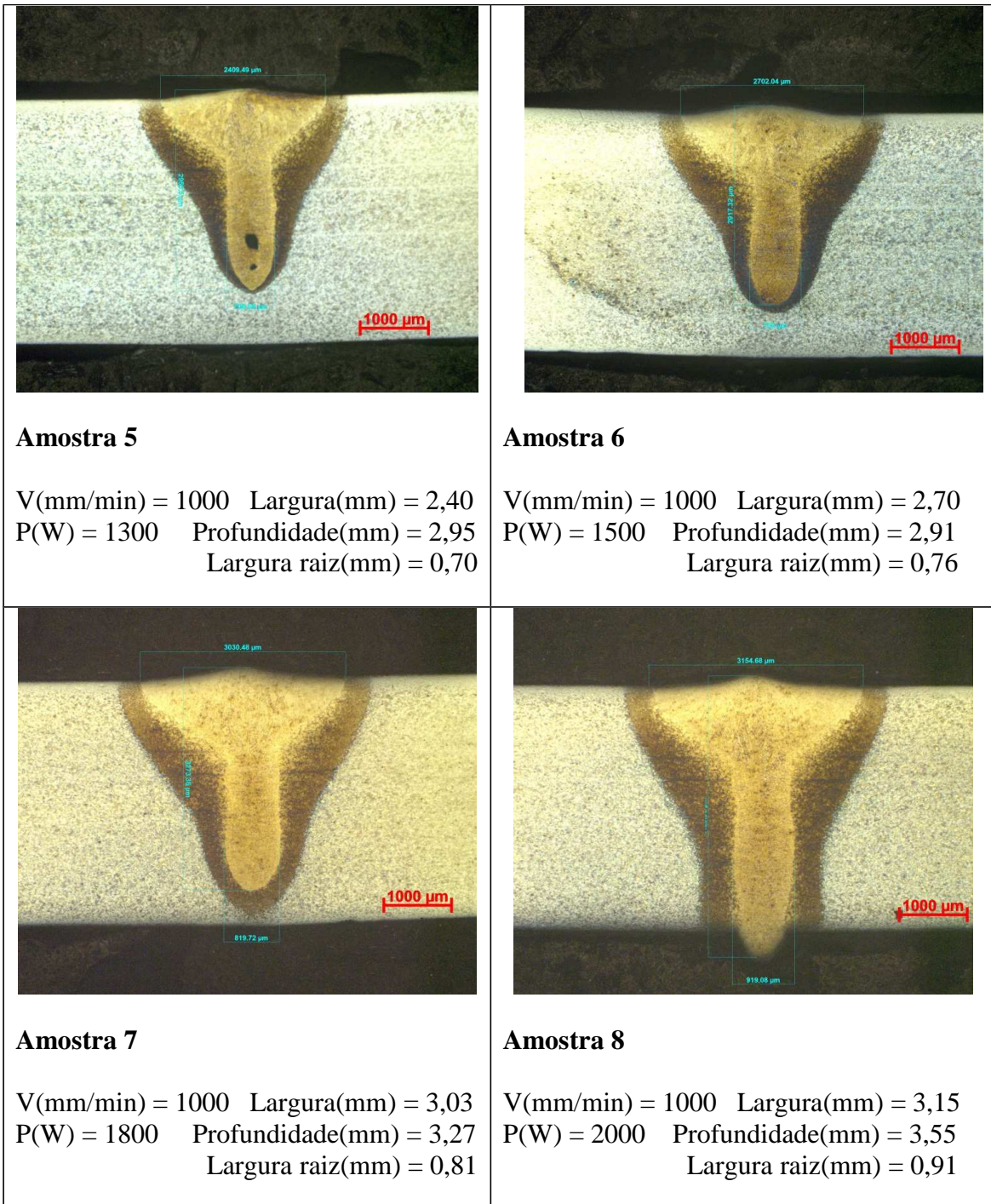


**Amostra 4**

V(mm/min) = 1500    Largura(mm) = 1,85  
P(W) = 2000    Profundidade(mm) = 3,58  
Largura raiz(mm) = 0,59

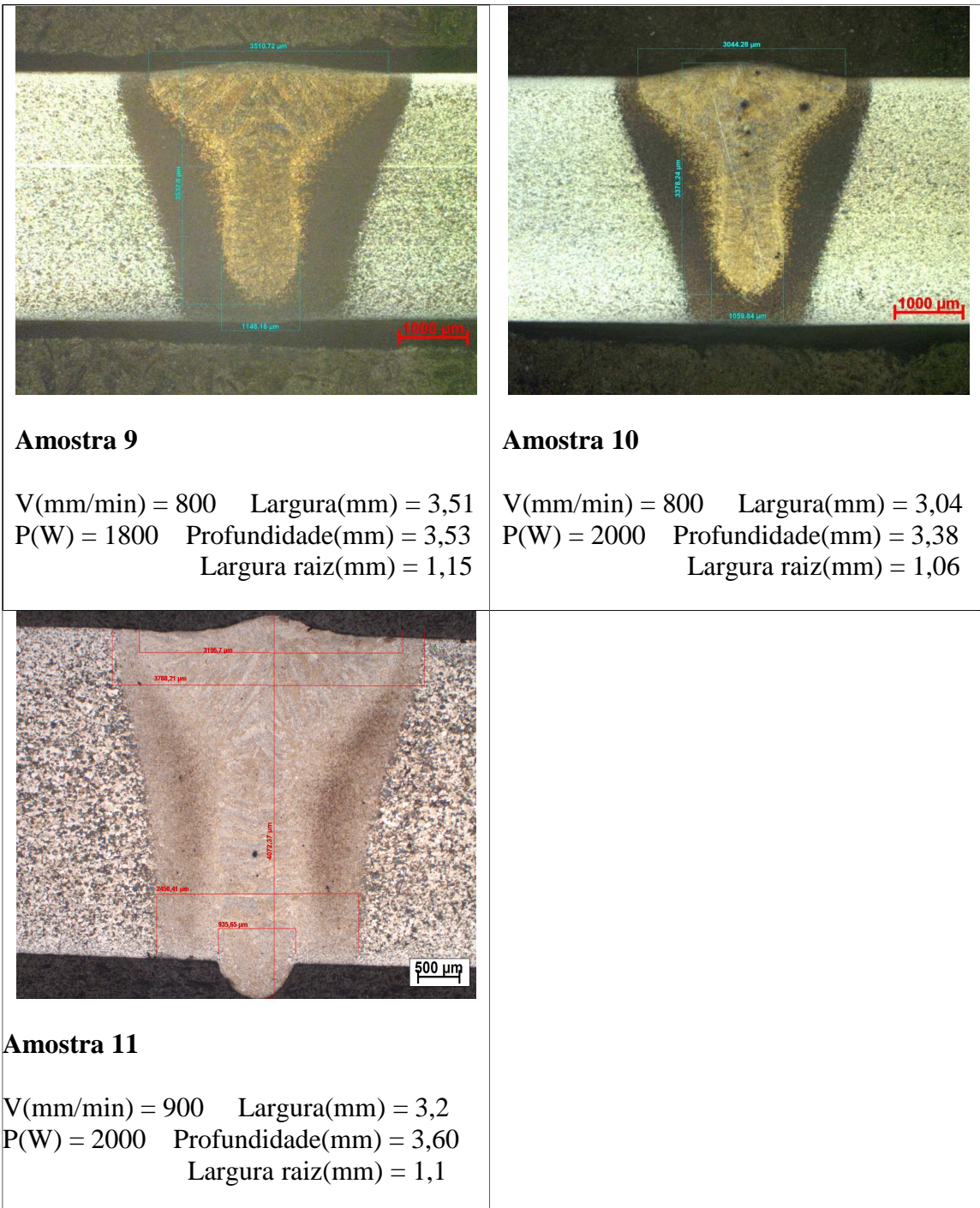
Fonte: Autor.

Figura 59 - Cordões de solda a laser, amostras 5, 6, 7 e 8. (MO)(Ataque: Nital 2%).



Fonte: Autor.

Figura 60 - Cordões de solda a laser, amostras 9, 10 e 11. (MO)(Ataque: Nital 2%).



Fonte: Autor.

Observando as micrografias de cada imagem, acompanhado das análises visuais do item 4.2.2, conclui-se que:

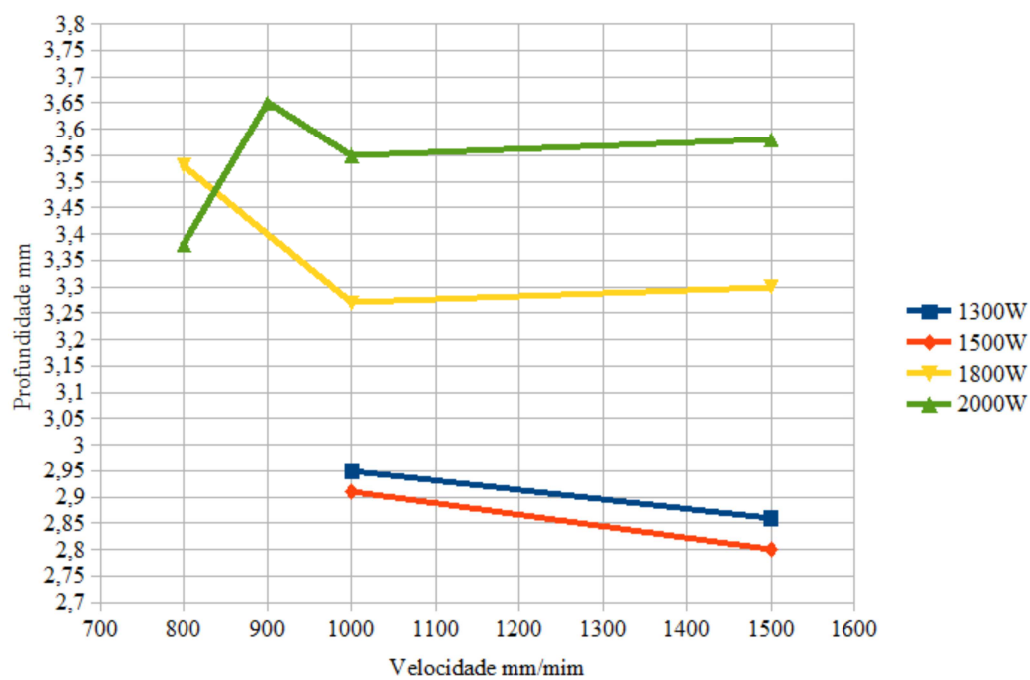
- Amostras 1 e 2: mostram ausência de penetração total e aparecimento de porosidades, sendo a maior porosidade encontrada no cordão 1, a amostra 2 apresenta uma pequena perda de material no topo do cordão.

- Amostra 3: mostra ausência de penetração total e porosidades.
- Amostra 4: mostra penetração total e pequena porosidade, a amostra foi retirada no início do cordão, assim a penetração total apresentada na imagem não se repete por toda extensão do cordão, somente na região de entrada.
- Amostras 5 e 6: mostram ausência de penetração total e aparecimento de porosidade no cordão 5, a amostra 6 apresenta pequena perda de material no topo do cordão de solda.
- Amostra 7: mostra ausência de penetração total sem porosidades.
- Amostra 8: mostra penetração total na região onde foi retirada a amostra, porém houve penetração total apenas na região de entrada e em alguns pontos do cordão.
- Amostra 9: mostra ausência de penetração total sem porosidade, a amostra foi retirada em um ponto do cordão sem penetração total, mas houve penetração total em pelo menos 50% do comprimento do cordão (parte inicial do cordão).
- Amostra 10: mostra ausência de penetração total e aparecimento de porosidades.
- Amostra 11: mostra penetração total e ausência de porosidades.

Após a realização das análises visuais no item 4.2.2 e as análises morfológicas nos onze cordões de solda testados, concluiu-se que o passe de soldagem número onze foi mais satisfatório, fornecendo um topo de solda sem perda de material, raiz de solda com penetração total e ausência de porosidades.

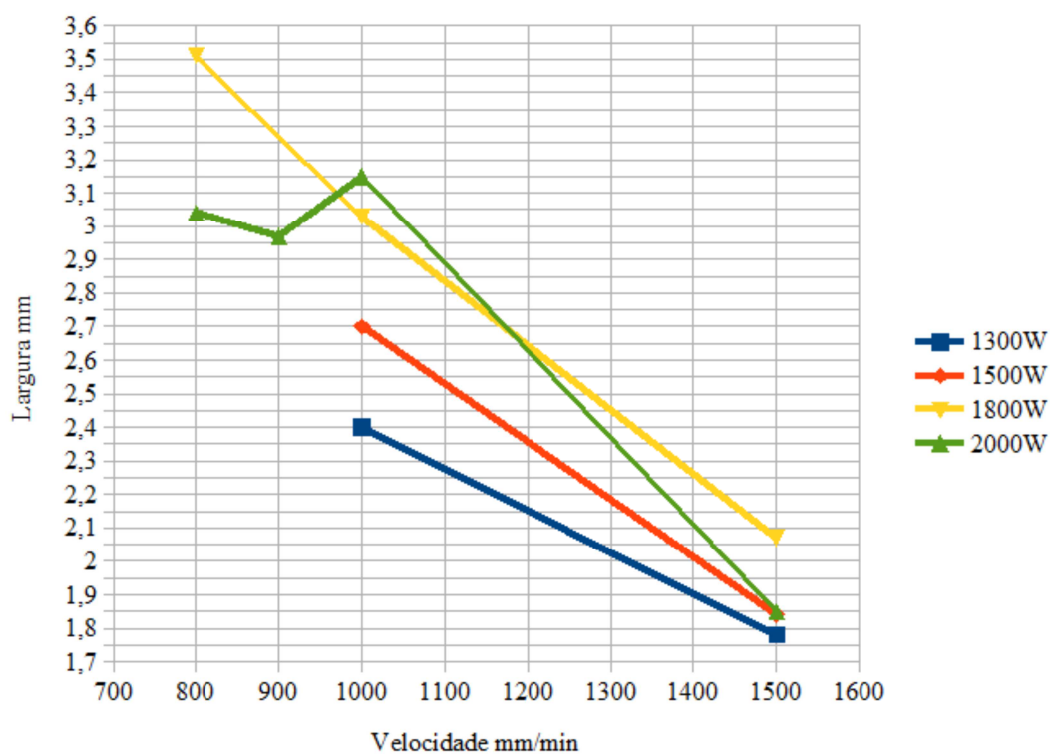
Durante as análises de morfologia realizadas nas amostras soldadas a laser, algumas relações e comparações foram feitas, facilitando o entendimento do comportamento dos parâmetros de solda utilizados para o aço AISI 4140 com 3,5 mm de espessura. A Figura 61, Figura 62 e Figura 63 mostram as relações entre velocidade de soldagem e profundidade de penetração da solda, velocidade de soldagem e largura do topo do cordão de solda e velocidade de soldagem e largura da raiz do cordão de solda respectivamente.

Figura 61 - Relação entre velocidade de soldagem e profundidade de penetração da solda.



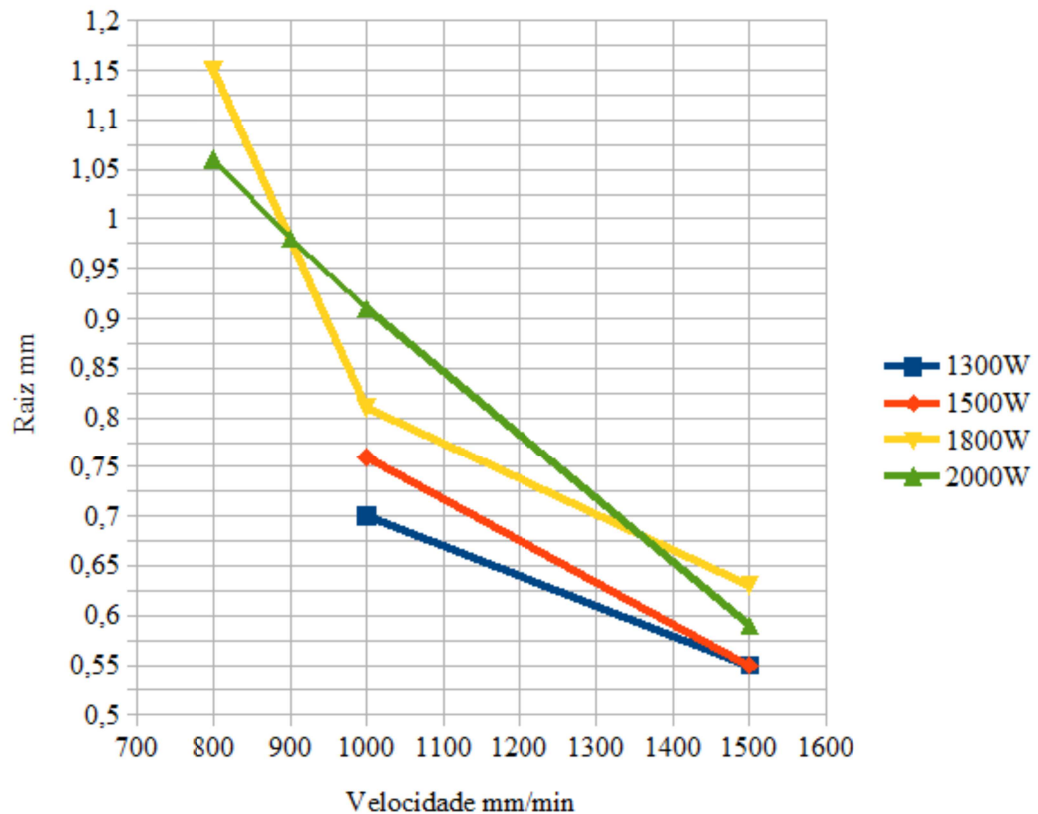
Fonte: Autor.

Figura 62 - Relação entre velocidade de soldagem e largura do topo do cordão de solda.



Fonte: Autor.

Figura 63 - Relação entre velocidade de soldagem e largura da raiz do cordão de solda.



Fonte: Autor.

Em relação ao comportamento dos parâmetros de solda utilizados para o aço AISI 4140 com 3,5 mm de espessura, nota-se que em geral conforme é utilizada uma velocidade de soldagem maior, obtém-se uma menor penetração do cordão de solda, com exceção da soldagem utilizando 2000 W e 800 mm/min, onde o comportamento se inverteu, e mesmo utilizando uma baixa velocidade de soldagem, a penetração foi menor, esse comportamento provavelmente se deve ao efeito de lente térmica. Em relação a largura do topo e de raiz dos cordões nota-se que para todas as potências utilizadas para soldagem, conforme há o aumento da velocidade de soldagem há redução das larguras de topo e de raiz dos cordões, havendo apenas pequenas variações para a potência máxima de 2000 W, resultado do mesmo efeito de lente térmica. De uma forma geral, pode-se relacionar a maior profundidade de solda e largura do topo e raiz da solda a energia recebida pelo processo, ao reduzir a velocidade de soldagem ou aumentar a potência, aumenta-se o aporte térmico.

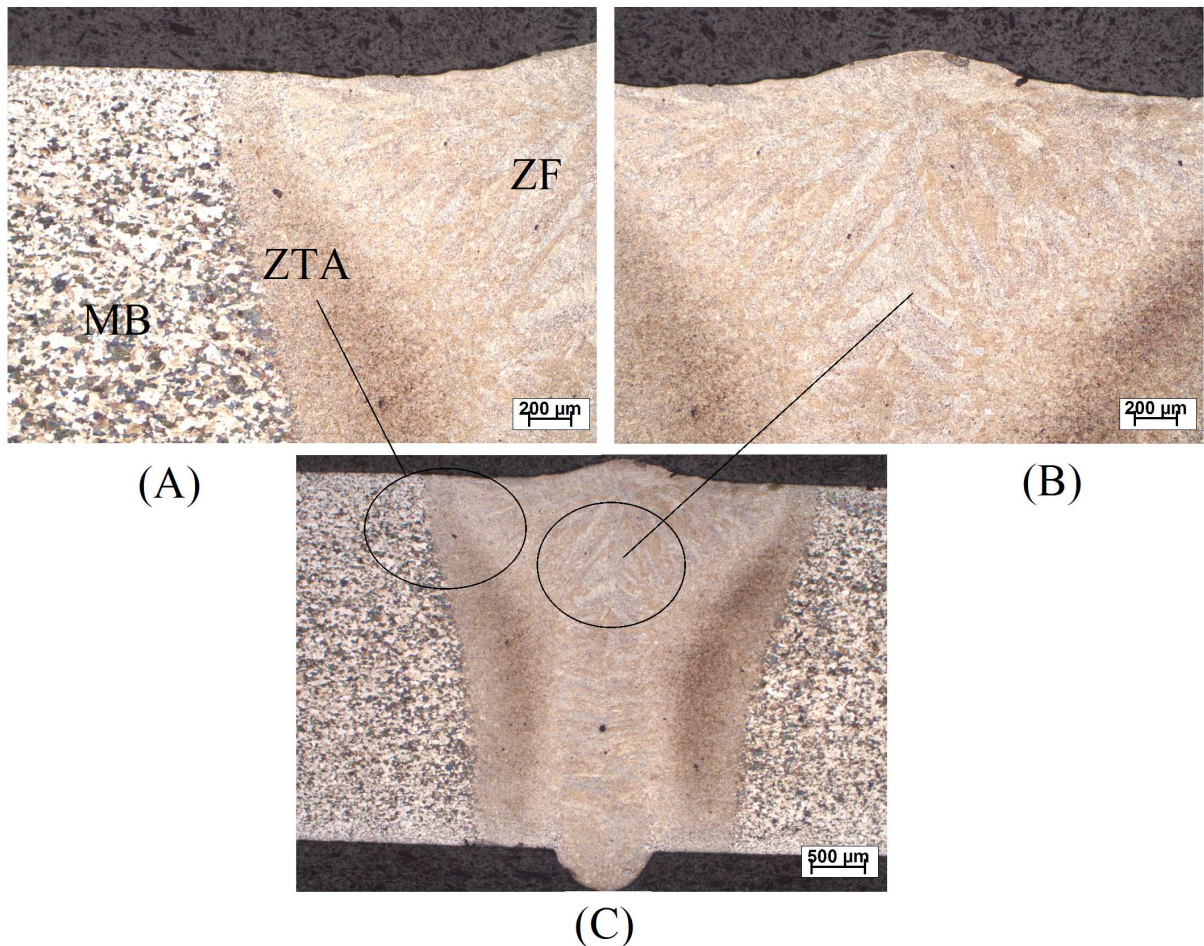
## 4.4 ANÁLISES METALOGRÁFICAS

A caracterização microestrutural das juntas soldadas tem como objetivo estabelecer uma relação direta entre a microestrutura observada com as propriedades mecânicas encontradas, revelando a microestrutura correspondente ao processo adotado. As análises por microscopia óptica foram realizadas em todas as juntas soldadas sem tratamento térmico e como exemplo de juntas temperadas e revenidas, bem como tratadas com tratamento intercrítico, foram analisadas as juntas soldadas a plasma com metal de adição.

### 4.4.1 Material soldado a laser sem tratamento térmico

No cordão de solda do material soldado a laser sem tratamento térmico apresentado na Figura 64, observa-se as microestruturas formadas durante o processo de soldagem, a zona fundida (ZF), na qual encontramos uma microestrutura composta basicamente de martensita, a zona termicamente afetada (ZTA), na qual encontramos duas regiões distintas, austenitizada e revenida com presença de ferrita e austenita e o material base (MB), região onde não ocorreram transformações microestruturais devido ao processo de soldagem.

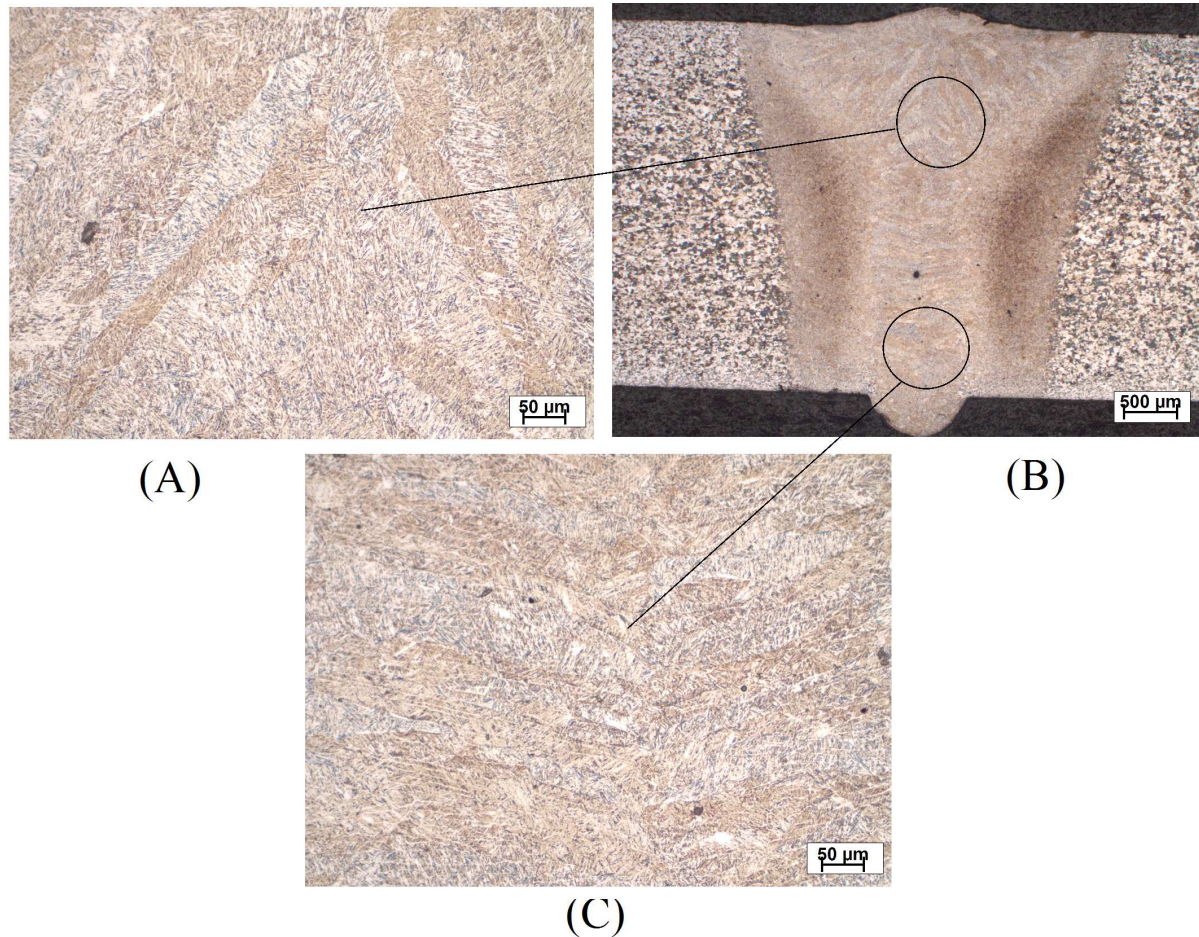
Figura 64 - Microestrutura da junta soldada a laser sem tratamento térmico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) Transição entre MB, ZTA e ZF, 50x; (B) ZF, 50x; (C) Visão geral da junta soldada, 25x. (MO)Nital 3%.



Fonte: Autor.

A região fundida é aquela na qual a temperatura supera a temperatura *liquidus* do material e inicia-se fusão, com posterior solidificação na forma de austenita e resfriamento brusco levando as transformações, no qual teremos a matriz composta por martensita em sua maioria. Como pode ser observado na Figura 65, a ZF apresenta uma estrutura dendrítica orientada pela direção da solda, formada devido à fusão com altas temperaturas e solidificação do material, formando martensita através de seu rápido resfriamento e condução do calor para as áreas adjacentes.

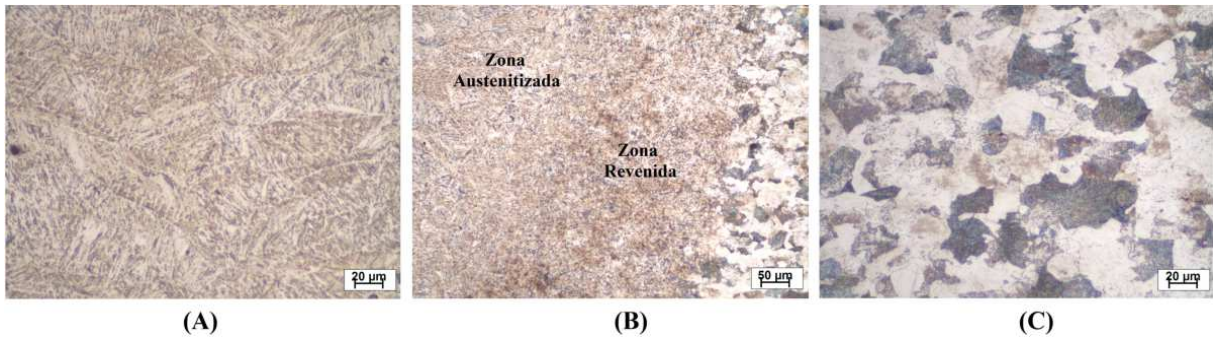
Figura 65 - Microestrutura da junta soldada a laser sem tratamento térmico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) Entrada do cordão de solda, 100x; (B) Visão geral da junta soldada, 25x; (C) Saída do cordão de solda, 100x. (MO)Nital 3%.



Fonte: Autor.

Na ZTA encontramos duas regiões distintas: austenitizada e revenida, como observado Figura 66(B). Na região onde ocorre a austenitização, após o resfriamento, observa-se a predominância de matriz bifásica (martensita e bainita). Na região de transição ZTA/MB encontra-se a região de refino de grão, com decomposição da martensita em subprodutos tais como carbonetos e ferrita. (LOMBARDO, 2015).

Figura 66 - Microestrutura da junta soldada a laser sem tratamento térmico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica, 500x; (B) Região de refino de grão, 200x; (C) Material base, 500x. (MO)Nital 3%.



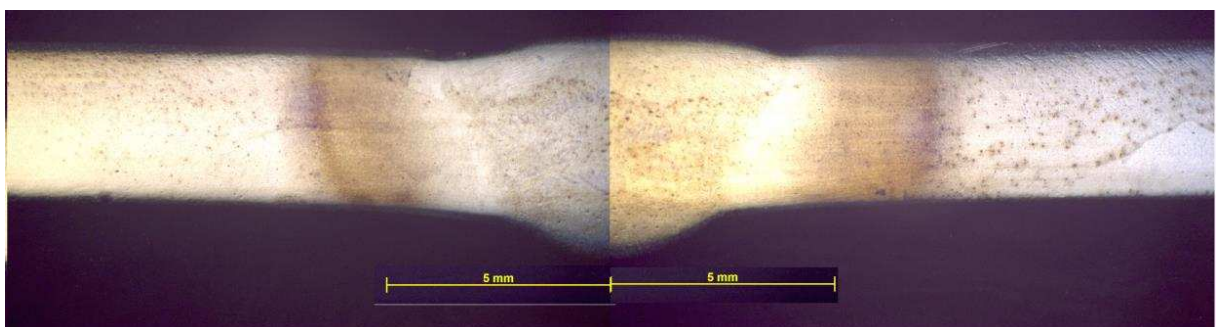
Fonte: Autor.

#### 4.4.2 Material soldado a plasma sem metal de adição e sem tratamento térmico

No cordão de solda do material soldado a plasma sem metal de adição e sem tratamento térmico apresentado na Figura 67, observa-se as microestruturas formadas durante o processo de soldagem, a zona fundida (ZF), as zonas termicamente afetadas (ZTA) e o material base (MB).

Quando comparado ao processo de soldagem a laser, o processo de soldagem a plasma apresenta dimensões de ZF e ZTA maiores, uma comparação entre a Figura 65 e a Figura 67 mostra um cordão de solda a laser com aproximadamente 3,8 mm e um cordão de solda a plasma com aproximadamente 15 mm, aproximadamente quatro vezes maior. Resultados semelhantes foram encontrados por Silva (2014) e por Sakai (2015) ao estudarem a soldagem de aços pelos processos a TIG e a plasma.

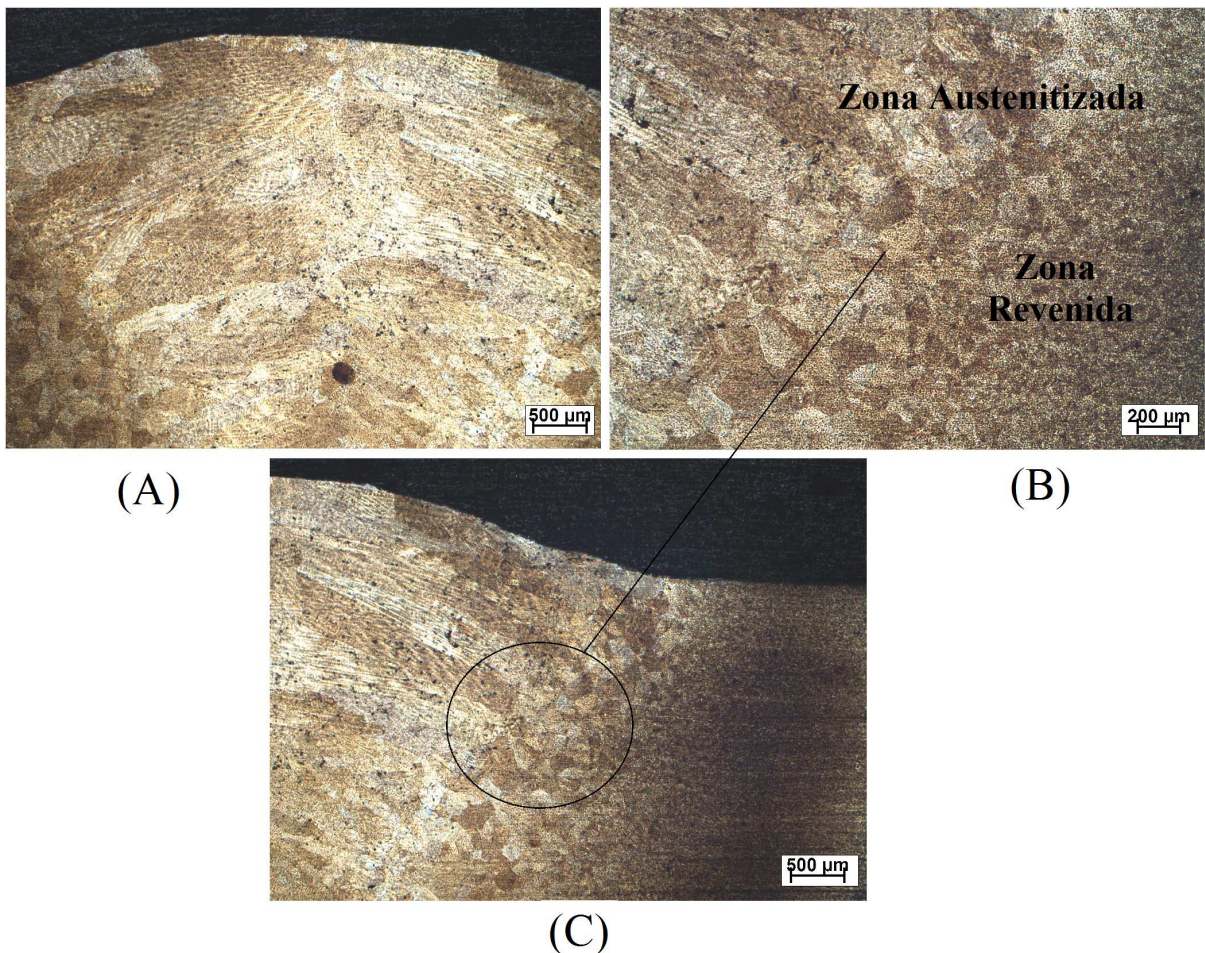
Figura 67 – Visão geral do material soldado a plasma sem metal de adição sem tratamento térmico, transição entre MB, ZTA e ZF, 12,5x. (MO)Nital 3%.



Fonte: Autor.

Observa-se na Figura 68, que a ZF resultante do processo de soldagem a plasma sem metal de adição também possui uma estrutura dendrítica orientada pela direção de soldagem, porém possui grãos maiores quando comparado aos formados no processo de soldagem a laser. Esse aumento no tamanho dos grãos se deve em sua maior parte pelo valor de aporte térmico, que é maior no caso da soldagem a plasma, como consequência, grãos maiores podem reduzir a ductilidade do material, aumentando o risco de fraturas na região.

Figura 68 - Microestrutura da junta soldada a plasma sem metal de adição sem tratamento térmico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica orientada, 25x; (B) ZTA, região de refino de grão, 50x; (C) Zona de transição, 25x. (MO)Nital 3%.



Fonte: Autor.

Na Figura 68 também podem ser observadas as microestruturas formadas na ZTA durante o processo de soldagem a plasma. Observa-se claramente a formação de duas regiões distintas, austenitizada e revenida. Assim como na ZF, os grãos formados na ZTA durante o

processo de soldagem a plasma são maiores quando comparados aos formados no processo a laser.

#### 4.4.3 Material soldado a plasma com metal de adição e sem tratamento térmico

No cordão de solda do material soldado a plasma com metal de adição e sem tratamento térmico apresentado na Figura 69, também podem ser observadas as microestruturas formadas durante o processo de soldagem, a zona fundida (ZF), as zonas termicamente afetadas (ZTA) e o material base (MB). Quando comparado ao processo de soldagem a plasma sem metal de adição, não há grandes diferenças do ponto de vista microestrutural, nota-se a presença de uma estrutura mais fina, mas quando comparado ao processo de soldagem a laser apresenta dimensões de ZF e ZTA aproximadamente quatro vezes maior e uma estrutura mais grosseira.

Figura 69 - Visão geral do material soldado a plasma com metal de adição sem tratamento térmico, transição entre MB, ZTA e ZF, 12,5x. (MO)Nital 3%.



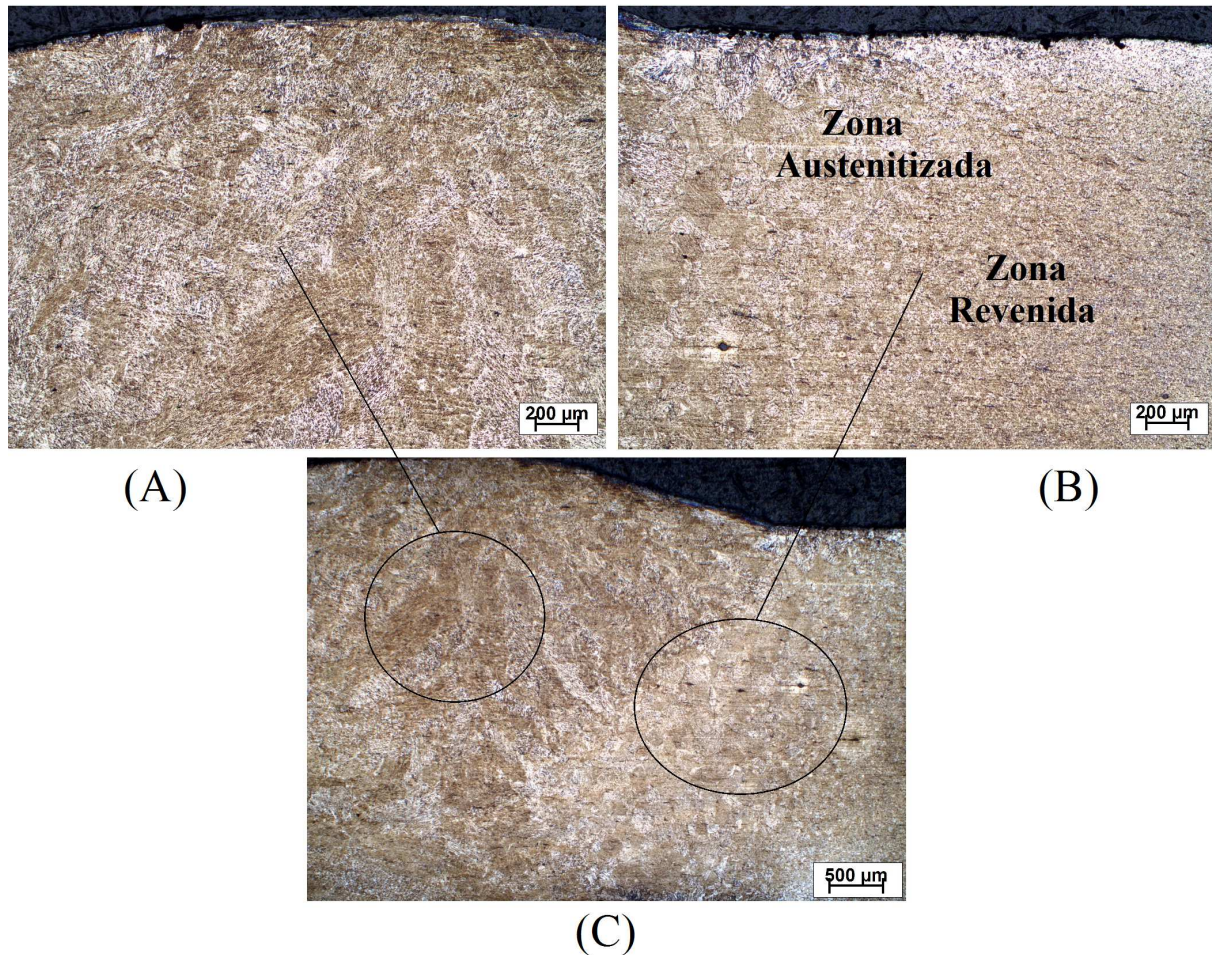
Fonte: Autor.

Neste processo de soldagem a plasma, bem como nos processos anteriores, pode-se perceber que a ZF é formada em sua maior parte por martensita, através de uma estrutura dendrítica, que foi orientada pelo fluxo da solda. Sendo assim, tratamentos térmicos pós solda são de extrema importância, a fim de evitar ou reduzir a fragilidade do material ocasionada pela presença desta microestrutura.

Na Figura 70, pode-se observar a ZF, formada principalmente por martensita, e mais fina quando comparada ao processo de soldagem a plasma sem metal de adição.

Figura 70 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição sem tratamento térmico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica orientada, 50x; (B) ZTA, região de refino de grão, 50x; (C) Zona de transição, 25x.

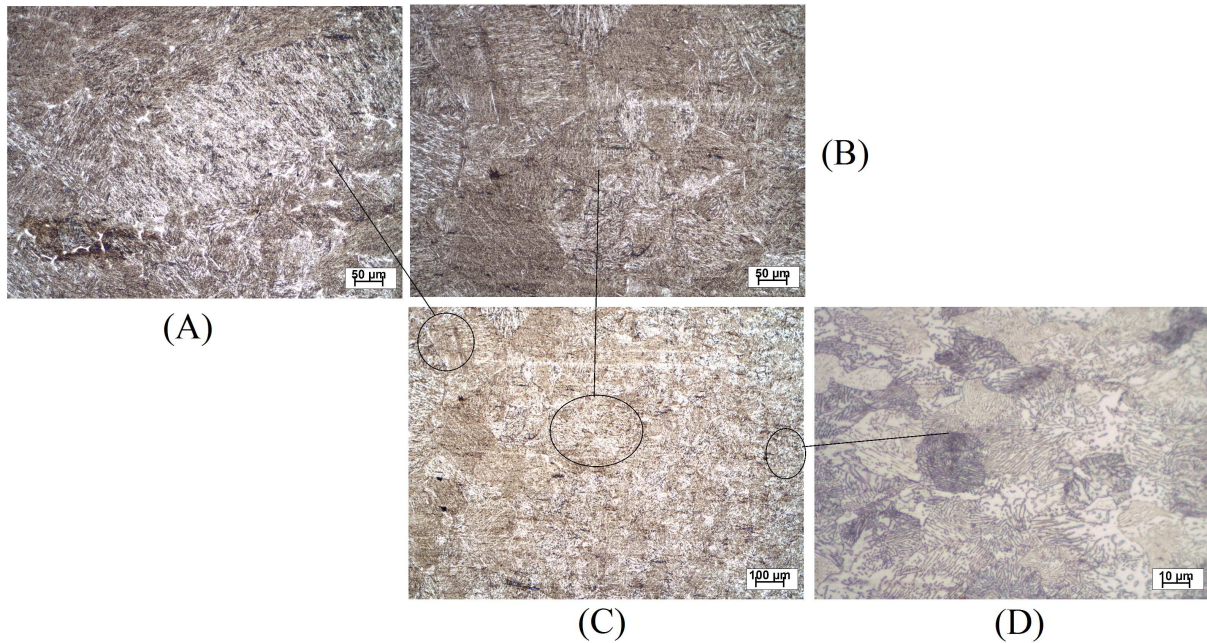
(MO)Nital 3%.



Fonte: Autor.

Na Figura 71 também podem ser observadas as microestruturas formadas na ZTA durante o processo de soldagem a plasma com metal de adição. Observa-se claramente a formação de duas regiões distintas, austenitizada e revenida. Como observado na ZF, a ZTA deste processo também apresenta grãos mais finos quando comparado ao processo de soldagem a plasma sem metal de adição, diferença proveniente em sua maior parte pela diferença no aporte térmico.

Figura 71 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição sem TTO, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura martensítica, 200x; (B) ZTA, região de refino de grão, 200x; (C) Zona de transição, 100x; (D) MB, 1000x. (MO)Nital 3%.



Fonte: Autor.

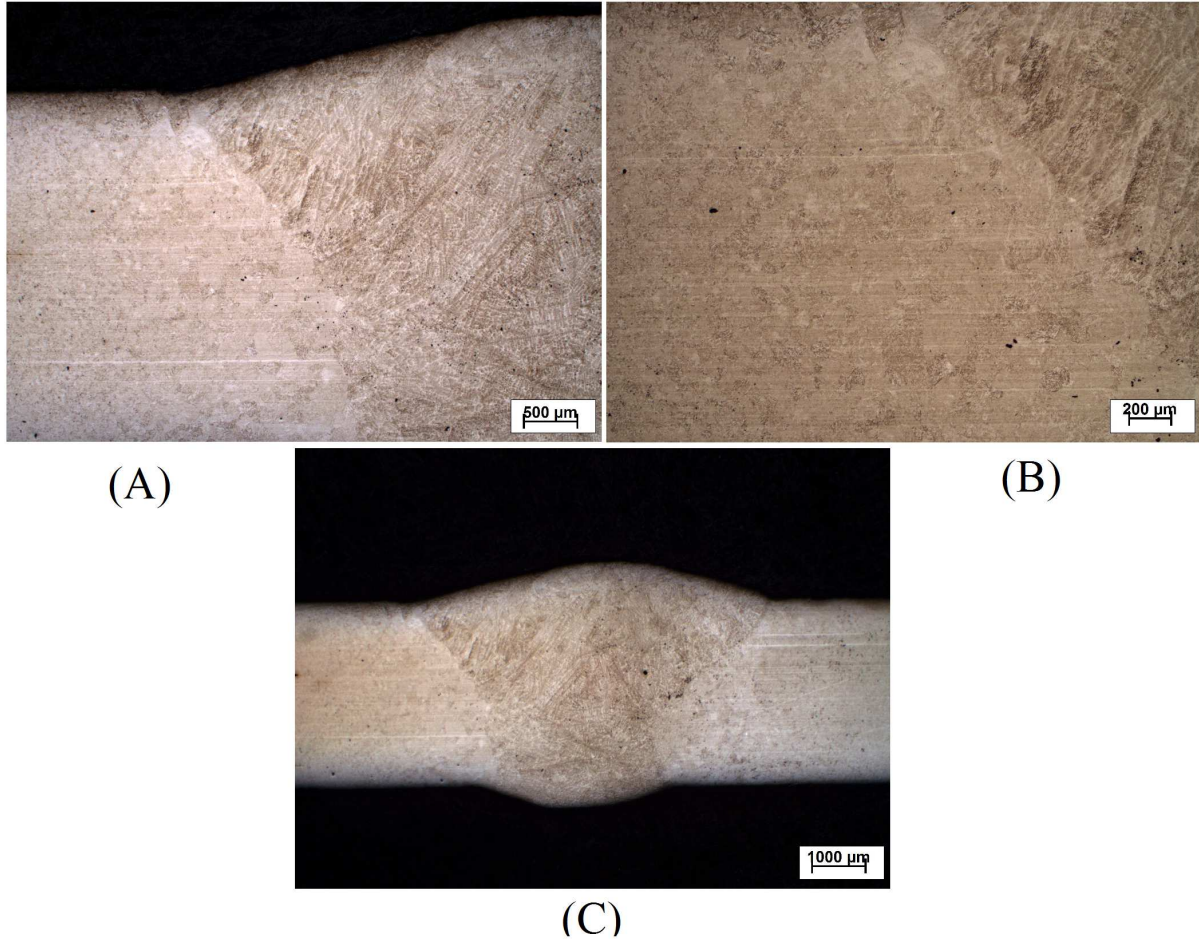
#### 4.4.4 Material soldado a plasma com metal de adição temperado e revenido.

Todas as amostras soldadas também passaram por processos de tratamento térmico de têmpera com revenimento, as mudanças microestruturais foram semelhantes em todos os processos de soldagem, sendo assim, apenas um processo (soldagem a plasma com metal de adição) foi escolhido para exemplificar os resultados obtidos após o tratamento de tempera com revenimento.

Na junta soldada temperada e revenida, as ZTAs apresentadas antes do tratamento térmico não aparecem definidas. A morfologia do grão aparece de forma homogênea e de tamanho constante por toda a extensão do metal base como mostrado na Figura 72.

No cordão de solda há predominância do aspecto dendrítico, o tratamento modificou a microestrutura próxima do cordão da solda, porém manteve a estrutura colunar dendrítica no centro da solda, esta estrutura pode diminuir a resistência à tração do material, devido às heterogeneidades, dendritas e diferentes fases.

Figura 72 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição temperada e revenida, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica, 25x; (B) ZTA, região de refino de grão, 50x; (C) Visão geral da junta soldada, 12,5x. (MO)Nital 3%.

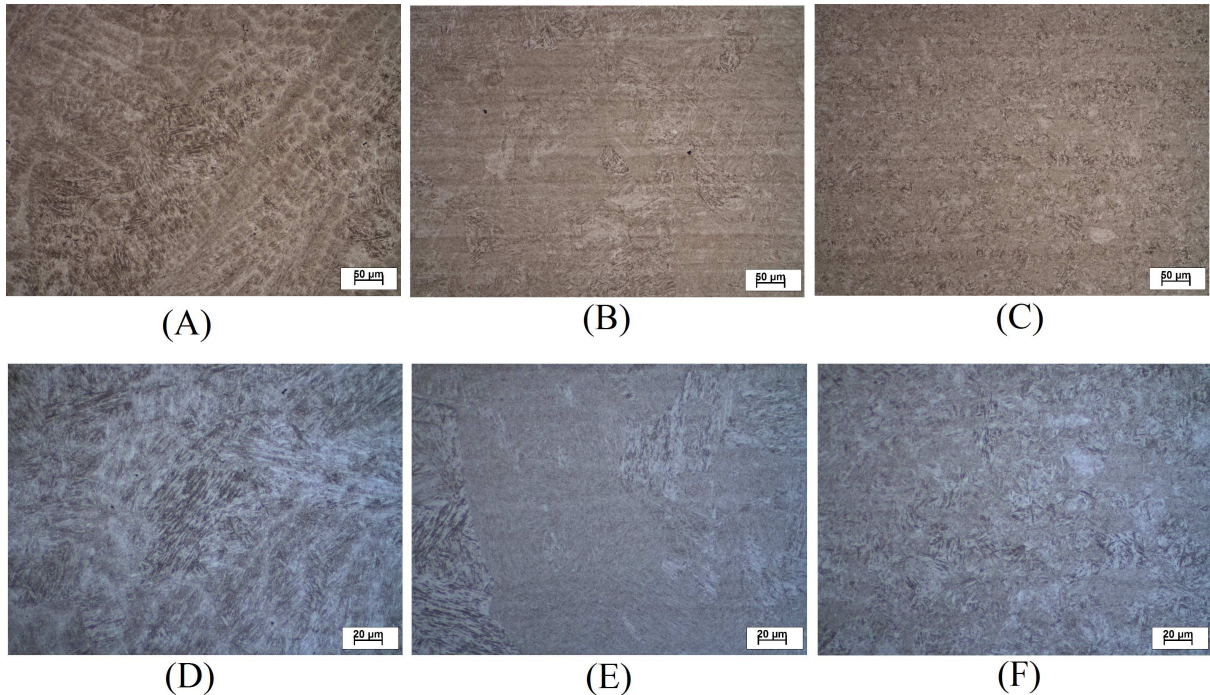


Fonte: Autor.

A Figura 73 mostra com detalhes a estrutura dendrítica resultante do processo de soldagem após o tratamento térmico de têmpera com revenimento. Pode-se observar que esta estrutura está mais fina e homogênea após o tratamento térmico. Observa-se também que a ZTA antes definida, também está mais homogênea, não sendo mais possível definir suas fronteiras com clareza.

Observa-se também a microestrutura composta por martensita revenida formada no material base, antes composto por ferrita mais perlita. É visível o refinamento causado na estrutura martensítica após o tratamento de revenimento, aliviando as tensões provenientes do tratamento térmico de têmpera.

Figura 73 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição temperada e revenida, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica, 200x; (B) ZTA, região de refino de grão, 200x; (C) MB, 200x; (D) ZF, estrutura dendrítica, 500x; (E) ZTA, região de refino de grão, 500x; (F) MB, 500x. (MO)Nital 3%.



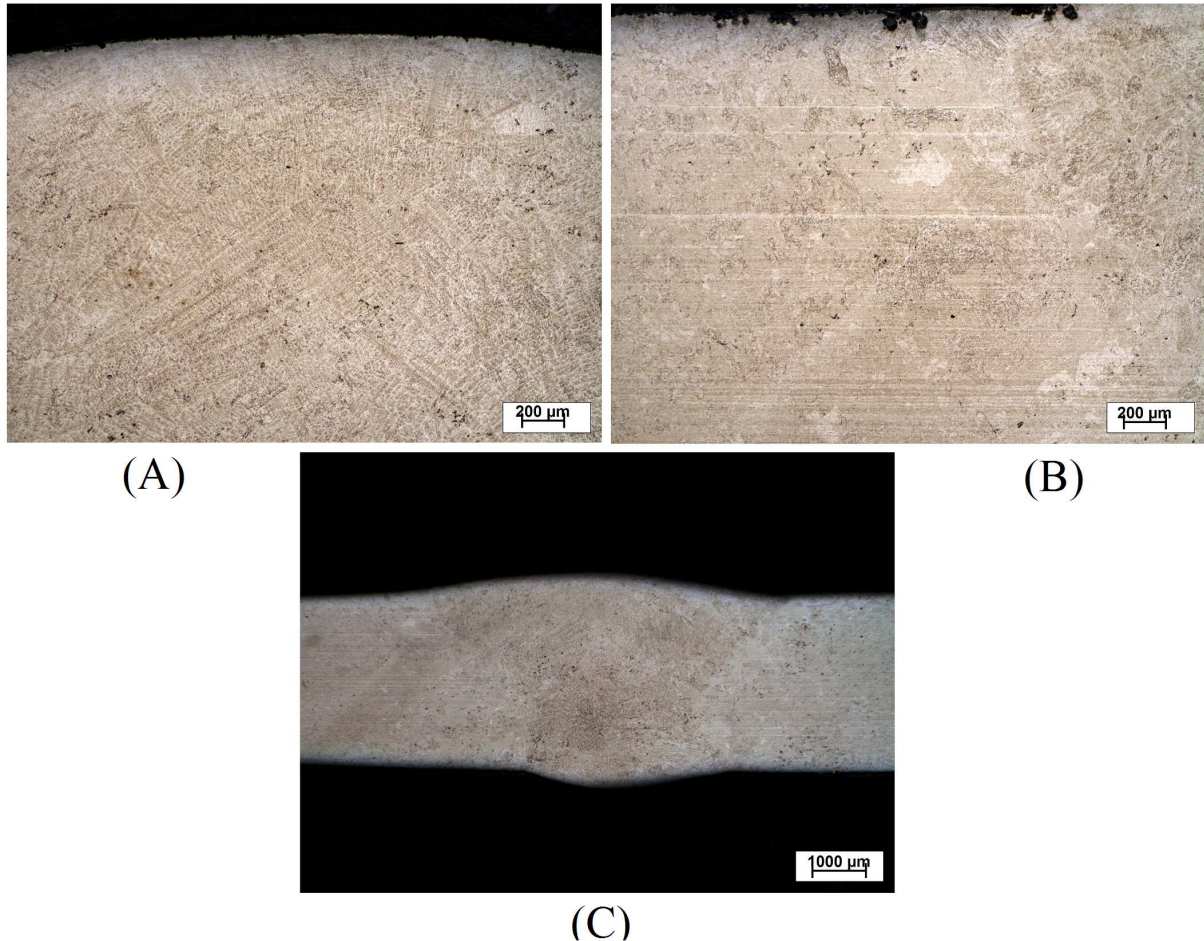
Fonte: Autor.

#### 4.4.5 Material soldado a plasma com metal de adição com tratamento térmico intercrítico

Todas as amostras soldadas também passaram por processos de tratamento térmico intercrítico, as mudanças microestruturais foram semelhantes em todos os processos de soldagem, sendo assim, apenas um processo (soldagem a plasma com metal de adição) foi escolhido para exemplificar os resultados obtidos após o tratamento térmico intercrítico.

Da mesma maneira que pode ser observada na junta soldada temperada e revenida, na junta soldada com tratamento intercrítico, as ZTAs apresentadas antes do tratamento térmico não aparecem definidas. A morfologia do grão aparece de forma homogênea e de tamanho constante por toda a extensão do metal base como mostrado na Figura 74.

Figura 74 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição com tratamento térmico intercrítico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica orientada, 25x; (B) ZTA, região de refino de grão, 50x; (C) Visão geral da junta soldada, 12,5x. (MO)Nital 3%.

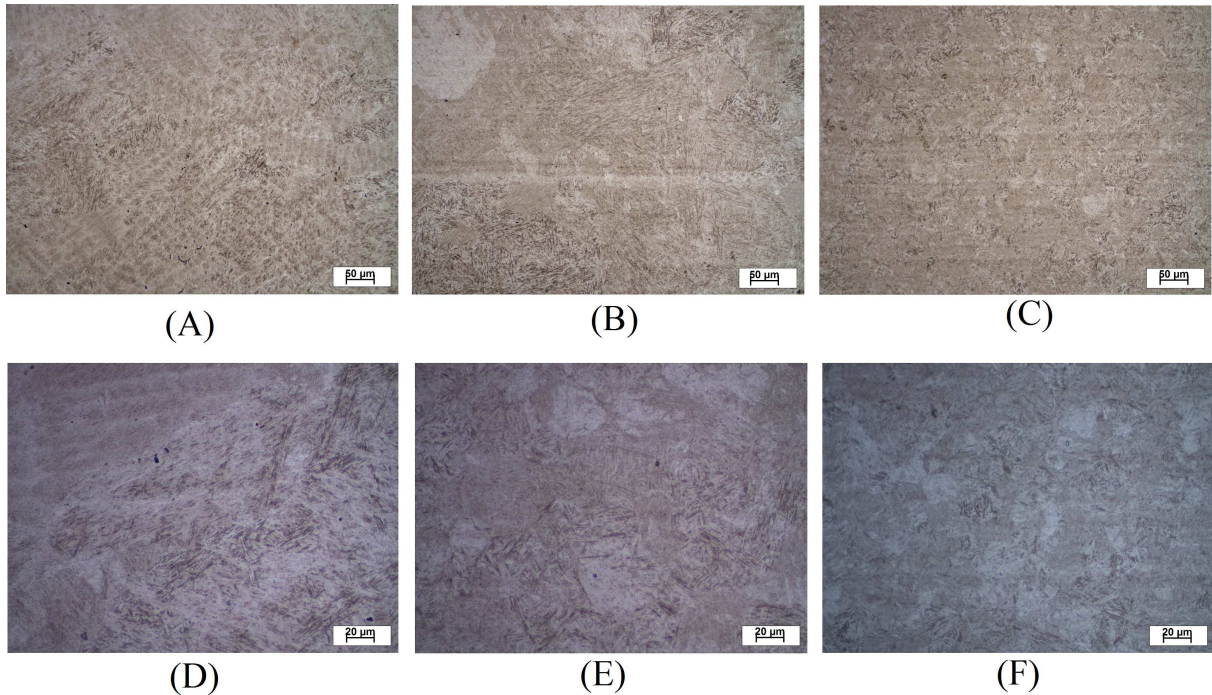


Fonte: Autor.

A Figura 75 mostra com detalhes a estrutura dendrítica resultante do processo de soldagem após o tratamento térmico intercrítico. Pode-se observar que esta estrutura está mais fina e homogênea após o tratamento térmico, porém ainda está mais grosseira em relação à microestrutura observada no material temperado e revenido. Observa-se também que a ZTA antes definida, também está mais homogênea, não sendo mais possível definir suas fronteiras.

Observa-se também a microestrutura bifásica grosseira formada no material base e na ZTA, antes composta por ferrita mais perlita. Esta estrutura mais grosseira é responsável pela fragilidade encontrada no material que passou pelo tratamento intercrítico, não sendo esta fragilidade encontrada no material que passou por revenimento.

Figura 75 - Microestrutura da junta soldada a plasma com metal de adição com tratamento térmico intercrítico, mostrando a morfologia dos grãos; (A) ZF, estrutura dendrítica, 200x; (B) ZTA, região de refino de grão, 200x; (C) MB, 200x; (D) ZF, estrutura dendrítica, 500x; (E) ZTA, região de refino de grão, 500x; (F) MB, 500x. (MO)Nital 3%.



Fonte: Autor.

#### 4.5 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV)

As medidas de microdureza foram realizadas no material com e sem solda, e considerando todas as variações de tratamento térmico. Os valores médios de dureza encontrados para os materiais antes do processo de soldagem são mostrados na Tabela 12. Observa-se nos valores medidos um acréscimo acentuado na dureza para o material temperado e revenido e para o material que sofreu tratamento intercrítico, durezas compatíveis com a estrutura martensita revenida formada no tratamento térmico de têmpera e revenimento e com as estruturas martensita mais ferrita formadas no tratamento intercrítico.

Tabela 12 - Valores de dureza para os materiais sem processo de soldagem.

<b>Material</b>	<b>Condição</b>	<b>Medida 1 (HV)</b>	<b>Medida 2 (HV)</b>	<b>Medida 3 (HV)</b>	<b>Dureza média (HV)</b>
<b>Antes do processo de soldagem</b>	<b>Sem tratamento</b>	326	328	332	<b>328,6±3,0</b>
	<b>Revenido</b>	343	338	355	<b>345,3±8,7</b>
	<b>Temp./revenido</b>	413	427	436	<b>425,3±11,6</b>
	<b>Intercrítico</b>	446	453	469	<b>456,0±11,7</b>

Fonte: Autor.

Nota-se que o revenimento produziu um pequeno aumento na dureza do aço, indicando que ocorreu um processo de envelhecimento (precipitação de partículas endurecedoras no material). Na têmpera e revenimento é natural a elevação da dureza devido a formação de martensita. No caso do tratamento de têmpera intercrítica, apesar de haver menor percentual de martensita, pois há também a presença de ferrita, a martensita presente não foi revenida, contribuindo para elevar a dureza do conjunto bifásico (ferrita + martensita).

No material soldado, as medidas de microdureza Vickers foram realizadas em amostras nas seguintes condições:

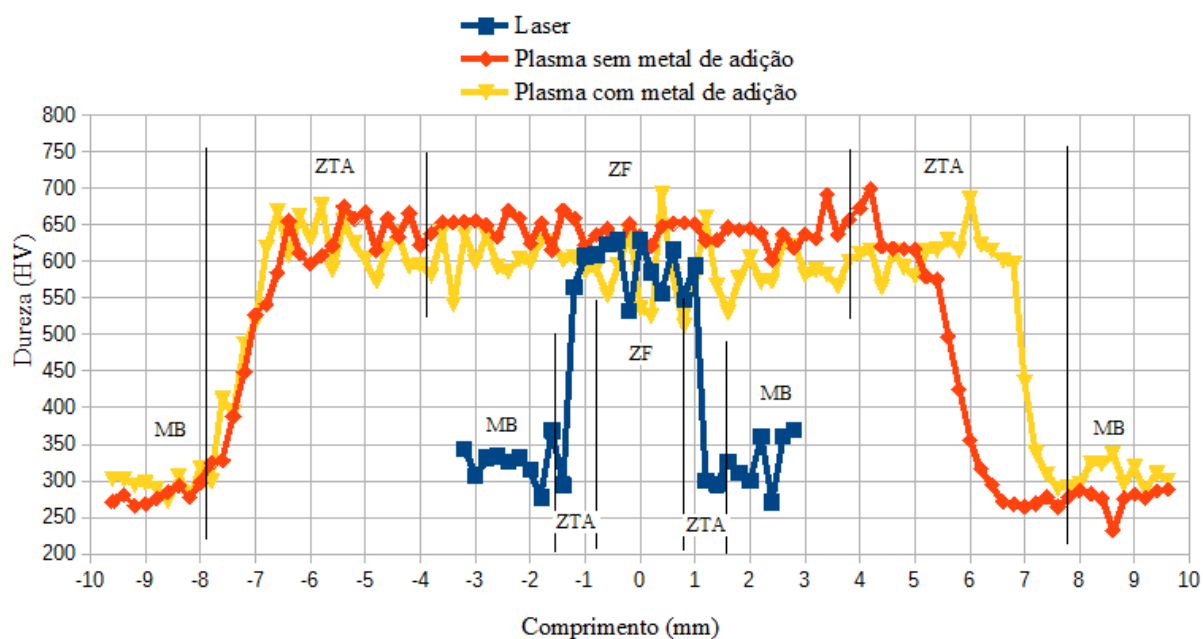
- Sem tratamento térmico
- Com tratamento térmico de revenimento
- Com tratamento térmico de têmpera e revenimento
- Com tratamento térmico intercrítico

#### **4.5.1 Microdureza vickers após soldagens, sem tratamento térmico**

A Figura 76 mostra um comparativo entre as durezas medidas após as soldagens a plasma e a laser. Nos três casos apresentados, a dureza máxima na ZF ficou em torno de 600 HV, evidenciando a estrutura martensítica formada nesta região após o resfriamento da mesma.

A soldagem a laser se diferencia das soldagens a plasma por apresentar uma ZF e ZTA muito menor, restringindo a formação da fase martensítica e a elevação da dureza a uma menor região do corpo de prova, causado principalmente pela maior concentração de energia localizada e menor aporte térmico em relação à soldagem a plasma.

Figura 76 - Dureza após soldagem sem tratamento térmico.

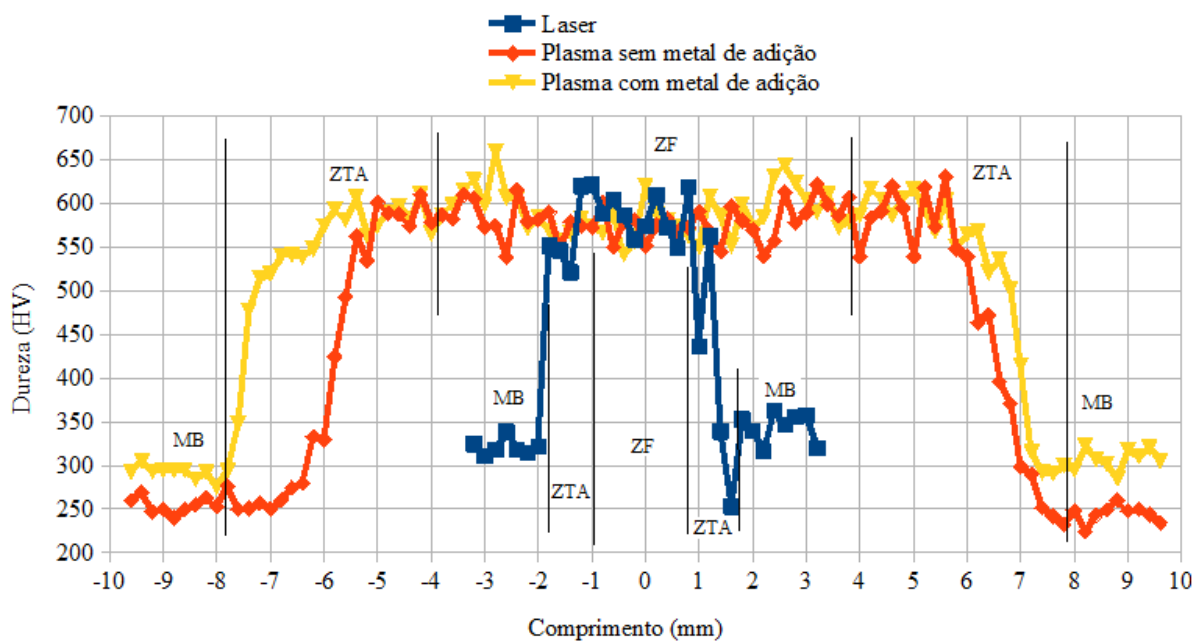


Fonte: Autor.

#### 4.5.2 Microdureza vickers após soldagens, com tratamento térmico de revenimento

A Figura 77 mostra que para o tratamento térmico de revenimento aplicado foi obtida uma redução no valor da dureza médio em torno de 600 HV para aproximadamente 550 HV na zona fundida (ZF), redução relacionada ao alívio de tensões aplicado durante o revenimento. Nota-se que a redução na dureza não foi muito elevada, preservando a dureza. Para se alcançar um efeito mais marcante devido ao revenido seria necessário elevar a temperatura do tratamento. Deve-se lembrar também que o revenido no metal base produziu um efeito de envelhecimento, estes dois fenômenos parecem ter concorrido para que a dureza tivesse uma redução atenuada da martensita da região soldada.

Figura 77 - Dureza após soldagem com tratamento térmico de revenimento.

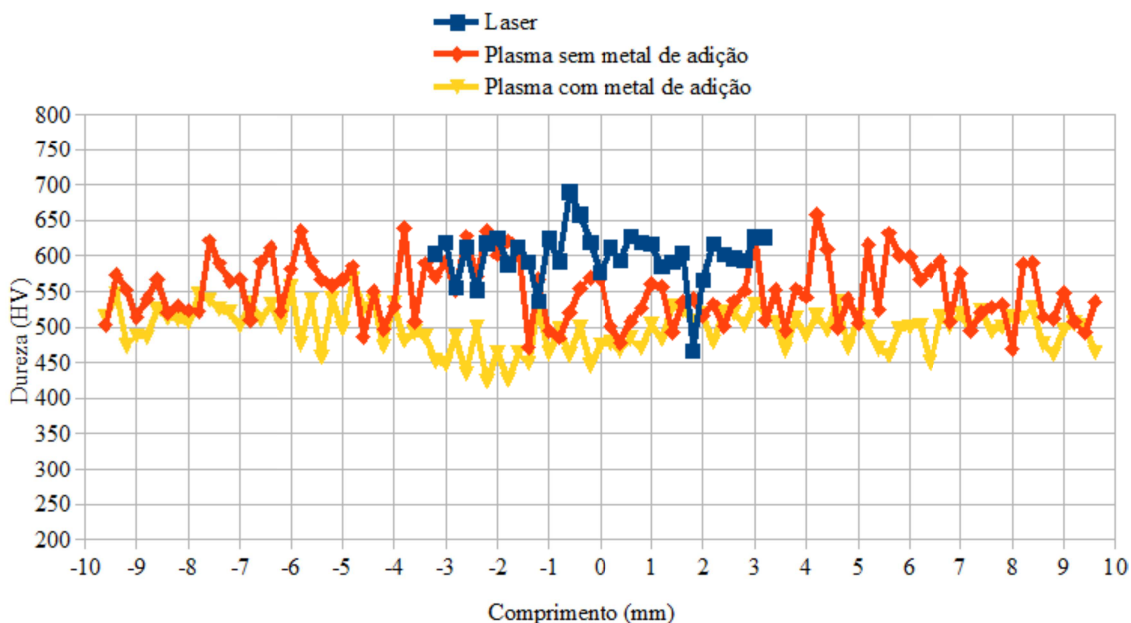


Fonte: Autor.

#### 4.5.3 Microdureza vickers após soldagens, com tratamento térmico de têmpera e revenimento

Na Figura 78 observa-se que o tratamento térmico de têmpera e revenimento causou a homogeneidade nos valores de dureza em toda extensão do corpo de prova. Após o tratamento térmico as amostras apresentaram valores de dureza médios entre 500 e 600 HV tanto na ZF como na ZTA e no metal base.

Figura 78 - Dureza após soldagem com tratamento térmico de têmpera e revenimento.

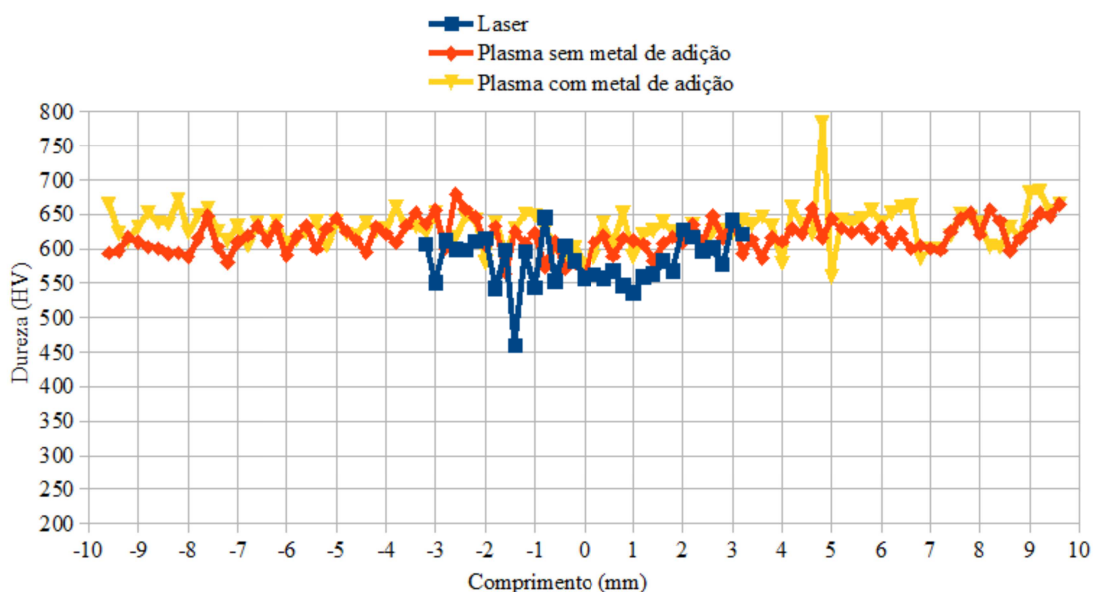


A maior uniformidade nos valores de dureza se deve à formação de martensita tanto no material base como na ZTA e ZF, com valores de dureza elevadas, aliviado parcialmente pelo tratamento de revenimento.

#### 4.5.4 Microdureza vickers após soldagens, com tratamento térmico intercrítico

Na Figura 79 observa-se que o tratamento térmico intercrítico causou o mesmo efeito observado no tratamento térmico de têmpera e revenimento, que foi a homogeneidade nos valores de dureza em toda extensão do corpo de prova, porém, após o tratamento térmico intercrítico, as amostras apresentaram valores de dureza médios entre 575 e 675 HV tanto na ZF quanto no metal base. Esta diferença observada nos cdps em relação aos valores de dureza obtidos no tratamento térmico intercrítico pode ser justificada pela formação da estrutura bifásica martensita mais ferrita obtida durante o tratamento intercrítico. A dureza se apresenta um pouco superior que no caso da têmpera e revenimento porque no caso da têmpera intercrítica não foi aplicado o tratamento térmico de revenimento.

Figura 79 - Dureza após soldagem com tratamento térmico Intercrítico.



Fonte: Autor.

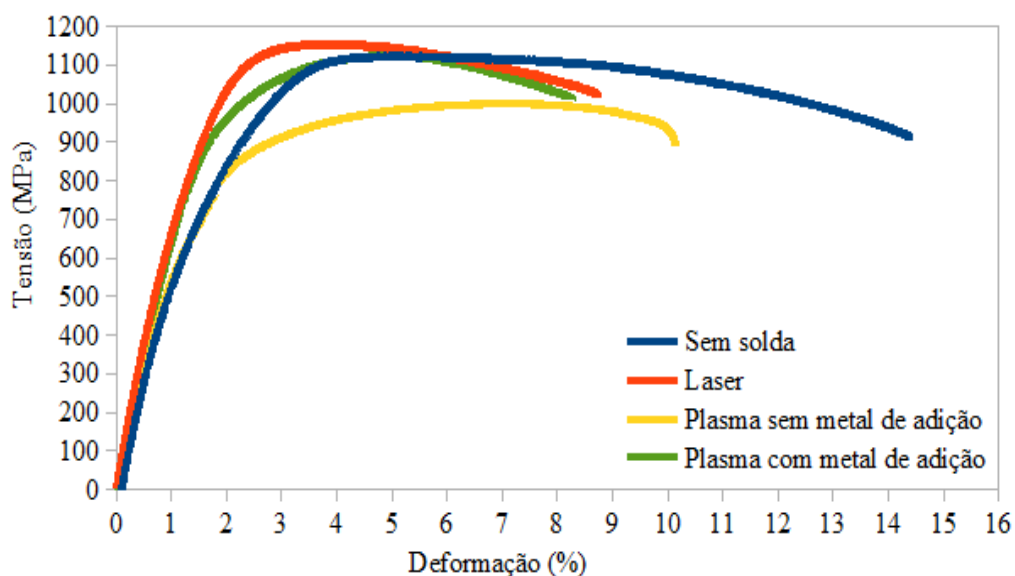
#### 4.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

De forma semelhante aos ensaios de dureza, nos ensaios de tração as propriedades mecânicas do material foram avaliadas, obtendo-se assim resultados que permitem a comparação em todas as condições de soldagem e tratamento térmico.

As seguintes propriedades mecânicas foram determinadas durante os ensaios de tração: Limite de escoamento ( $\sigma_y$ ), Limite de resistência ( $\sigma_{max}$ ), Tensão de ruptura ( $\sigma_{rup}$ ) e Alongamento.

Na Figura 80 são mostradas as curvas médias representativas de tensão-deformação obtida nos ensaios de tração para os cdps sem tratamento térmico. Os materiais apresentaram encruamento contínuo, sem um limite elástico bem definido, após as soldagens a plasma e a laser perde-se ductilidade em relação ao material conforme recebido antes de passar pelos processos de soldagem. Em relação à resistência mecânica, somente o material soldado a plasma sem metal de adição apresentou uma ligeira redução em sua tensão máxima ( $\sigma_{max}$ ).

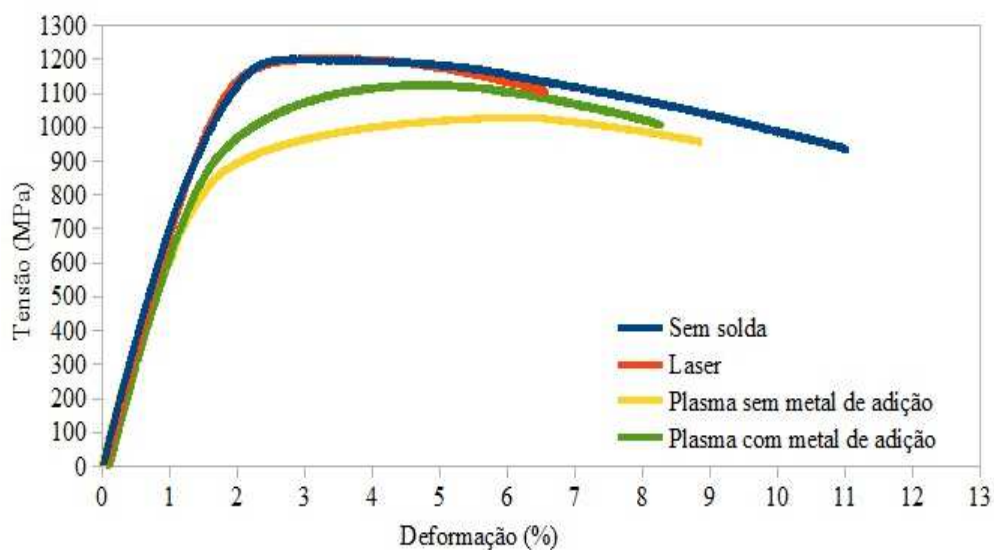
Figura 80 – Curvas Tensão-deformação para o aço AISI 4140 – Sem tratamento térmico.



Fonte: Autor.

Na Figura 81 são mostradas as curvas de tensão-deformação obtidas nos ensaios de tração para os cdps com tratamento térmico de revenimento. Em relação à deformação, ductilidade e resistência mecânica ( $\sigma_{\max}$  e  $\sigma_{\text{rup}}$ ), os materiais não apresentaram grandes diferenças quando comparados com o material sem tratamento térmico, porém o alívio de tensões e envelhecimento ocorrido devido ao revenimento trouxeram mais homogeneidade aos materiais, podendo ser observado praticamente a mesma inclinação inicial para todas as curvas (até cerca de 700 MPa), igualando o modo de elasticidade (E) para todos os materiais, é possível perceber também que o material soldado a laser após o revenimento passou a ter praticamente o mesmo comportamento do material sem processo de soldagem, com exceção do alongamento, que continua menor. Em relação aos materiais soldados a plasma, percebe-se que após o tratamento térmico de revenimento, apresentaram limite de proporcionalidade ( $L_p$ ) e alongamento percentual muito próximos, mas o material soldado a plasma com adição de material ainda apresenta tensão máxima ( $\sigma_{\max}$ ) maior. Nota-se também que os aços soldados a laser e o aço AISI 4140 sem solda apresentam valores de limite de escoamento e de resistência um pouco superiores aos soldados a plasma.

Figura 81 - Curvas Tensão-deformação para o aço AISI 4140 – Após revenimento.



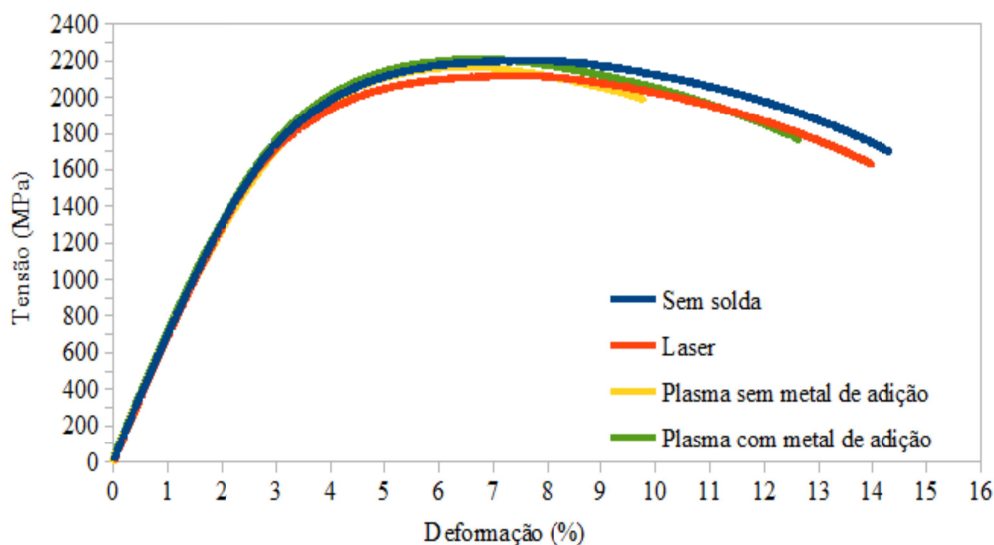
Fonte: Autor.

Na Figura 82 são mostradas as curvas de tensão-deformação obtidas nos ensaios de tração para os cdps com tratamento térmico de têmpera e revenimento. Observa-se pelas curvas que os níveis de limite de escoamento ( $\sigma_y$ ) e tensão máxima ( $\sigma_{max}$ ) e alongamento percentual no material sem solda e nos materiais soldados a plasma e a laser aumentaram significativamente.

A variação positiva nos valores de resistência mecânica do aço está relacionada com a formação da microestrutura de martensita revenida em toda extensão do material, que envolve a zona fundida (ZF), zonas termicamente afetadas (ZTA) e material base (MB). Esta distribuição homogênea na estrutura também foi positiva para aumentar o alongamento dos materiais, sendo menos efetiva no material soldado a plasma sem adição de material, mas, ainda assim, mostrando um aumento em relação à condição anterior onde o material passou somente por tratamento térmico de revenimento.

Nota-se, neste caso, que a condição soldada a laser, temperada e revenida, apresentou um desempenho muito semelhante ao aço sem solda, tanto com relação à resistência como ao alongamento, mostrando uma boa tenacidade.

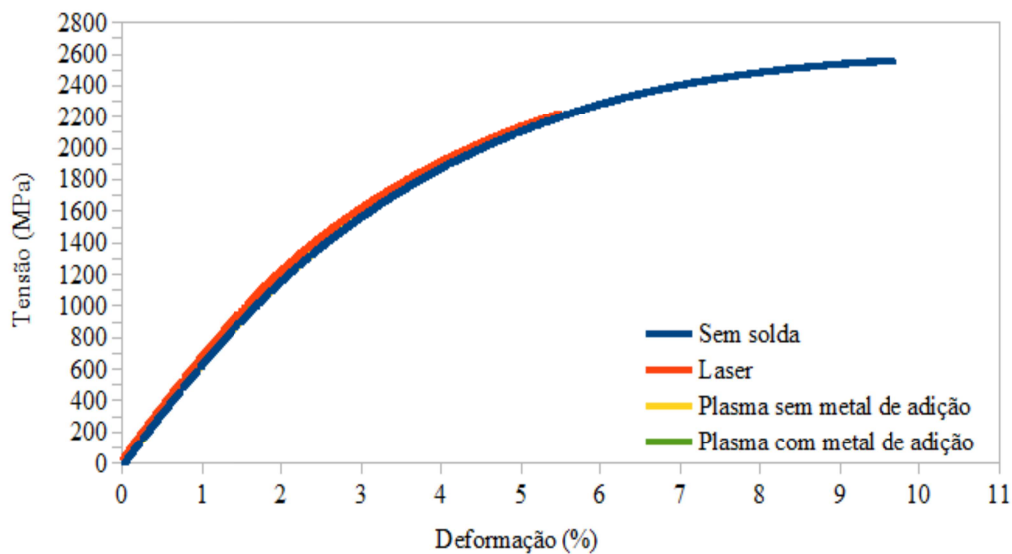
Figura 82 - Curvas Tensão-deformação para o aço AISI 4140 – Após têmpera e revenimento.



Fonte: Autor.

Na Figura 83 são mostradas as curvas de tensão-deformação obtidas nos ensaios de tração para os cdps com tratamento térmico intercrítico, último tratamento aplicado nos materiais durante este estudo. Observa-se pelas curvas que o tratamento térmico intercrítico causou uma notável queda na ductilidade do material, as curvas ainda indicam que a fratura ocorreu durante o estágio de encruamento. Estes resultados demonstram que o tratamento térmico intercrítico aplicado, além de ter aumentado significativamente a dureza do material conforme mostrado na seção 4.5.4, levou a uma fragilização dos cdps. Observa-se também, que todos os cdps soldados romperam entre a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA), desta maneira o cdp com material base sem solda apresentou um alongamento percentual maior em relação aos outros cdps.

Figura 83 - Curvas Tensão-deformação para o aço AISI 4140 – Após tratamento intercrítico.



Fonte: Autor.

Na Tabela 13 é mostrada uma síntese dos resultados dos ensaios de tração, evidenciando a ocorrência de ganhos de resistência mecânica sem perda de ductilidade do aço AISI 4140 quando submetido ao tratamento térmico de têmpera e revenimento, independentemente do processo de solda utilizado. Observa-se também que o tratamento térmico de revenimento utilizado como um alívio de tensões pós solda, não trouxe ganhos significativos em relação à resistência mecânica do material, podendo ser observado em relação ao alongamento percentual uma pequena queda em todos os processos de solda utilizados. Em relação ao tratamento térmico intercrítico, observa-se que o mesmo causou um aumento da dureza e fragilidade acentuada para todos os cdps, diminuindo significativamente o alongamento percentual do aço AISI 4140. Os resultados dos ensaios de tração estão relacionados diretamente com as características microestruturais apresentadas na seção 4.4, como, por exemplo, a microestrutura de martensita revenida formada no tratamento térmico de têmpera e revenimento e a estrutura bifásica, martensita mais ferrita obtida no tratamento térmico intercrítico.

Em relação aos valores encontrados para os diferentes processos de soldagem e material sem solda, pode ser observado que não existe diferença significativa entre os valores de resistência mecânica para os diferentes processos de soldagem e o material sem solda, porém, observa-se que o material soldado a laser apresenta melhor ductilidade comparado aos demais processos de soldagem, sendo este processo o que mais se aproxima do material sem solda em relação ao alongamento percentual. Esta resposta do material soldado a laser deve-se ao fato

de que, através do processo de soldagem a laser, obtém-se um cordão de solda com espessura cinco vezes menor que o cordão de solda obtido no processo de soldagem a plasma, assim uma parte maior do material se comporta como material base, aproximando o alongamento obtido no processo de soldagem a laser do alongamento obtido no material sem processo de soldagem. A região de solda pode ser considerada uma descontinuidade e, neste caso, a soldagem a laser causa menos descontinuidades que a realizada a plasma.

Tabela 13 - Resultados dos ensaios de tração em todas as condições.

<b>Condição do material</b>	<b>Tratamento</b>	<b><math>\sigma_y</math> (MPa)</b>	<b><math>\sigma_{max}</math> (MPa)</b>	<b><math>\sigma_{rup}</math> (MPa)</b>	<b>Deformação máx. (%)</b>
<b>Conforme recebido (MB)</b>	<b>Sem tratamento</b>	550±25	1100±2	914±11	14±1
	<b>Revenido</b>	712±62	1195±10	959±31	11±1
	<b>Temperado e Revenido</b>	1050±25	2191±8	1712±21	14±1
	<b>Intercrítico</b>	1000±50	2564±9	2564±9	9±1
<b>Soldado a laser</b>	<b>Sem tratamento</b>	625±25	1142±8	1000±12	9±1
	<b>Revenido</b>	850±25	1200±3	944±50	6,5±0,5
	<b>Temperado e Revenido</b>	1050±25	2150±32	1650±26	13,5±1,0
	<b>Intercrítico</b>	1050±100	2324±106	2324±106	6,0±0,5
<b>Soldado a plasma sem metal de adição</b>	<b>Sem tratamento</b>	595±10	1010±4	850±20	10,5±1,0
	<b>Revenido</b>	690±10	1015±1	950±9	9,0±0,5
	<b>Temperado e Revenido</b>	1100±75	2159±2,5	2000±27	10,0±0,5
	<b>Intercrítico</b>	925±25	1800±100	1800±100	3,5±0,5
<b>Soldado a plasma com metal de adição</b>	<b>Sem tratamento</b>	650±25	1120±2	998±6	8,0±0,5
	<b>Revenido</b>	725±10	1118±2	991±9	8,0±0,5
	<b>Temperado e Revenido</b>	1075±25	2210±9,5	1748±52	11,5±0,5
	<b>Intercrítico</b>	925±25	1800±46	1800±46	3,5±0,5

Fonte: Autor.

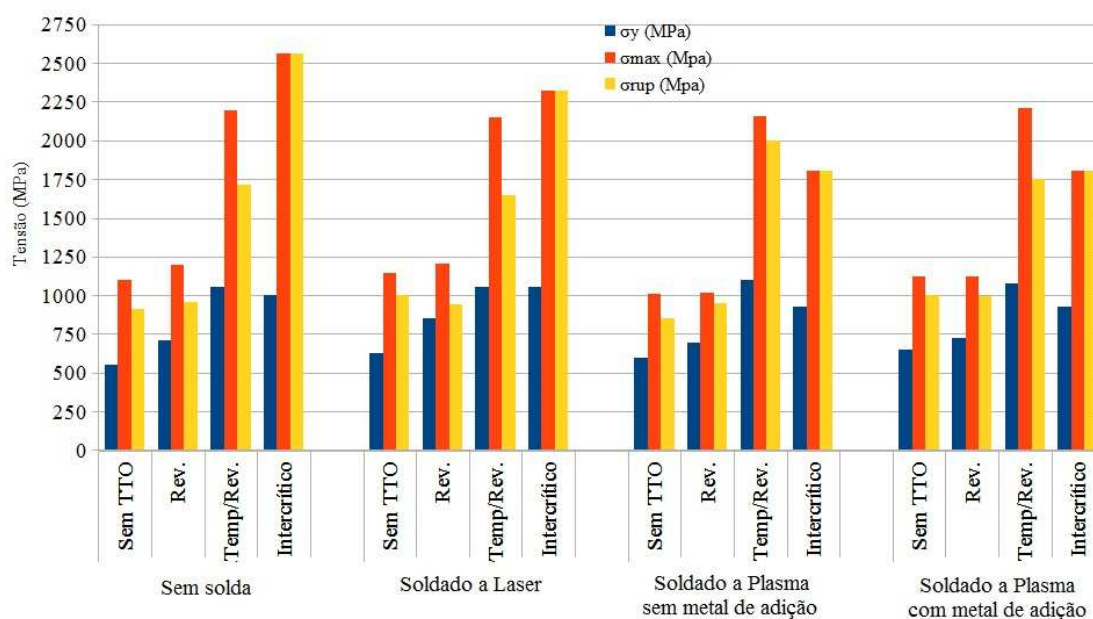
Na Figura 84 é mostrada de forma comparativa o limite de escoamento ( $\sigma_y$ ), a tensão máxima ( $\sigma_{max}$ ) e a tensão de ruptura ( $\sigma_{rup}$ ) para todas as condições estudadas, observa-se que os limites de escoamento ( $\sigma_y$ ) e tensão máxima ( $\sigma_{max}$ ) encontrados para as estruturas que sofreram tratamento térmico de têmpera e revenimento são muito parecidos e independentemente do tipo de processo de soldagem utilizado, os valores são muito próximos

dos valores encontrados para o material base. Observa-se também que o tratamento térmico de revenimento utilizado, mesmo que de uma forma sutil, elevou a resistência mecânica dos materiais ensaiados.

Pode ser observado que o tratamento térmico intercrítico elevou consideravelmente a resistência mecânica dos materiais, porém da mesma forma trouxe fragilidade, sendo possível observar que as tensões máximas ( $\sigma_{\max}$ ) e de ruptura ( $\sigma_{\text{rup}}$ ) são praticamente iguais após o tratamento térmico intercrítico. Desta forma, pode-se constatar que o tratamento de têmpera intercrítica aplicado não é recomendado para o aço AISI 4140, com solda ou sem solda, independentemente do tipo de soldagem aplicada nas condições estudadas neste trabalho.

Dentre os materiais soldados, o material que apresentou um comportamento mais próximo em relação ao material base, sem soldagem, foi o material soldado a laser.

Figura 84 - Comparativo entre Limite de escoamento ( $\sigma_y$ ), Tensão máxima ( $\sigma_{\max}$ ) e Tensão de ruptura ( $\sigma_{\text{rup}}$ ) para todos os casos estudados.

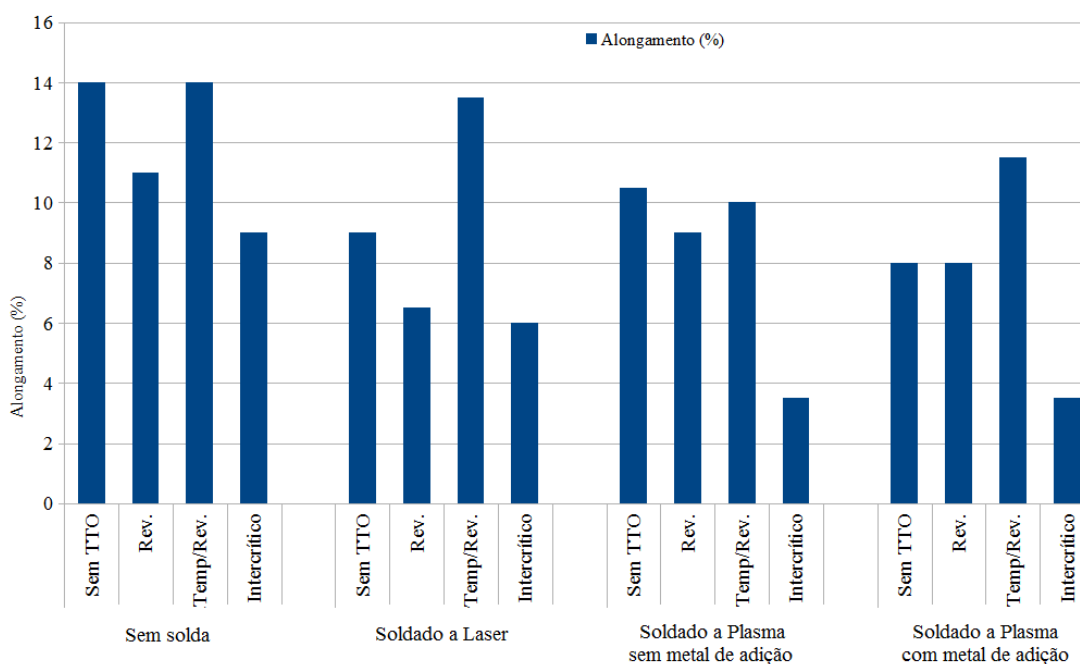


Fonte: Autor.

Na Figura 85 é mostrado o comparativo do alongamento percentual para todas as condições estudadas. As deformações observadas para o material sem processo de soldagem são superiores aos materiais que passaram por processo de soldagem, dentre os materiais soldados, o que mais se aproxima do material sem processo de soldagem em relação ao alongamento é o material que foi soldado a laser, pois o mesmo possui menores regiões de ZF e ZTA.

O tratamento térmico intercrítico causou uma redução de alongamento percentual considerável em todos os materiais, porém os materiais soldados sofreram uma redução maior em relação ao material sem processo de soldagem. De forma contrária, o tratamento térmico de têmpera e revenimento elevou o alongamento dos materiais soldados a laser e a plasma com metal de adição, para os materiais soldados a plasma sem metal de adição e sem processo de soldagem, o tratamento térmico de têmpera e revenimento manteve os mesmos valores de alongamento encontrados antes do tratamento. O tratamento térmico de revenimento reduziu de maneira pouco significativa os valores de alongamento percentual para todos os materiais, exceto para o material soldado a plasma com metal de adição, onde os valores encontrados foram os mesmos observados para o material antes do tratamento térmico de revenimento.

Figura 85 - Comparativo entre Alongamento (%) para todos os casos.



Fonte: Autor.

#### 4.7 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Após os ensaios de tração foram realizadas análises fractográficas nas amostras em todas as condições estudadas, durante as análises foram observadas através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) nas superfícies fraturadas a presença de *dimples*, facetas de clivagem e possíveis defeitos na soldagem, estes resultados serão apresentados posteriormente caso a caso.

A Tabela 14 mostra os locais de rompimento durante os ensaios de tração nos cdps para cada caso estudado.

Tabela 14 - Região de rompimento durante os ensaios de tração para todas as condições.

(continua)

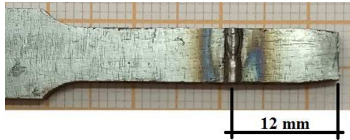





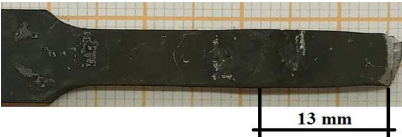
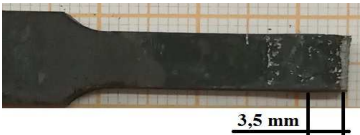



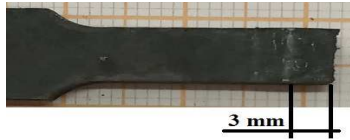
Processo	Fratura	Trat. Térmico	Zona de ruptura
Laser		Sem TTO	MB
		Revenido	MB
		Temperado e revenido	MB
		Intercrítico	ZF
Plasma sem metal de adição		Sem TTO	MB
		Revenido	MB
		Temperado e revenido	MB
		Intercrítico	ZTA
Plasma com metal de adição		Sem TTO	MB
		Revenido	MB

Tabela 14 - Região de rompimento durante os ensaios de tração para todas as condições.

(conclusão)

Processo	Fratura	Trat. Térmico	Zona de ruptura
Plasma com metal de adição		Temperado e revenido	MB
		Intercrítico	ZTA

Fonte: Autor.

Observa-se na tabela acima que os cdps soldados pelos três processos diferentes nas condições sem tratamento térmico, revenido e temperado e revenido, possuem as fraturas localizadas no material base, ou seja, fora da ZTA e ZF. Este fato indica que a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA), formadas nos processos de soldagem utilizados e combinados com os tratamentos térmicos citados, mantiveram a tenacidade na região soldada e o entorno da mesma. Este efeito fica mais evidente nas fraturas encontradas nos cdps que passaram pelo tratamento de têmpera e revenimento.

De acordo com as fraturas obtidas, o tratamento térmico intercrítico fragilizou consideravelmente as zonas fundida e termicamente afetada, sendo que, para todos os processos de soldagem utilizados, a fratura ocorreu dentro destas duas zonas quando o tratamento térmico em questão foi utilizado.

#### 4.7.1 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

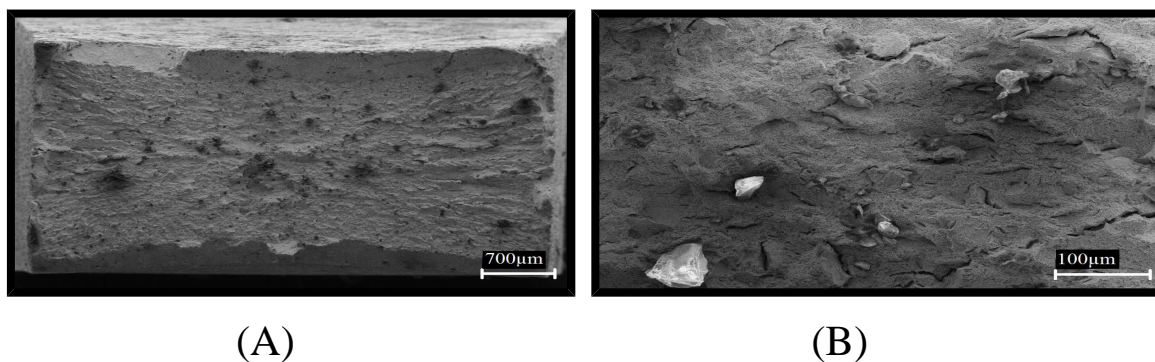
A microscopia eletrônica de varredura das superfícies fraturadas tem como objetivo observar os mecanismos de fratura em cada amostra, fraturas dúcteis ou frágeis, bem como é possível observar alguns aspectos de ductilidade, como redução de área, linhas de deformação e irregularidades na superfície de fratura.

Como a maioria das amostras, exceto as que passaram por tratamento térmico intercrítico, romperam na região do material base, optou-se por analisar através do MEV uma amostra referente a cada tratamento térmico utilizado, visando observar os efeitos dos mesmos nas amostras, e também analisar todas as amostras que passaram pelo tratamento térmico intercrítico, pois estas romperam na região soldada.

#### 4.7.1.1 Material sem soldagem sem tratamento térmico

A Figura 86 mostra a superfície de fratura de um cdp de tração sem soldagem e sem tratamento térmico. Macroscopicamente pode-se observar uma pequena redução de área. Microscopicamente observa-se uma tendência de formação de alvéolos (*dimples*) com algumas facetas de clivagem, também pode-se observar a presença de microtrincas na região da fratura. As pequenas cavidades ou alvéolos são formadas no processo de deformação plástica, associado à movimentação de discordâncias, levando a uma superfície de fratura predominantemente transgranular.

Figura 86 - Aço AISI 4140 sem soldagem e sem tratamento térmico, rompido em tração,  
(A) – Aumento de 56x; (B) – Aumento de 500x.



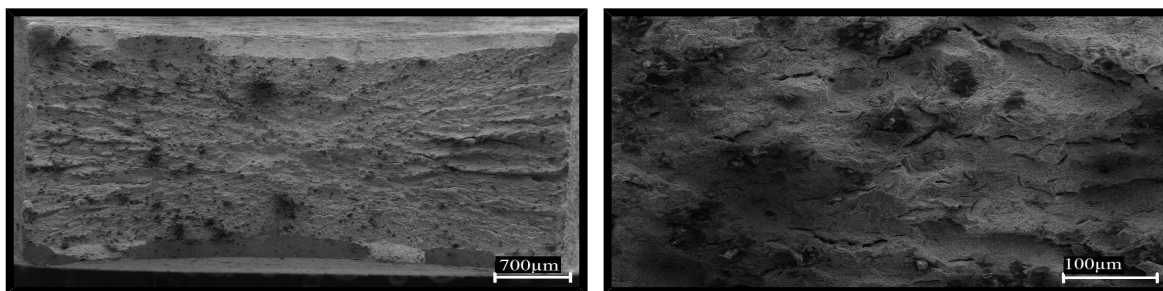
Fonte: Autor.

#### 4.7.1.2 Material sem soldagem revenido

A Figura 87 mostra a superfície de fratura de um cdp de tração sem soldagem e revenido. Macroscopicamente pode-se observar uma redução de área menor em relação à condição anterior, indicando menor ductilidade. Microscopicamente observa-se uma tendência de formação de alvéolos (*dimples*) com algumas facetas de clivagem, além de trincas na região da fratura.

Figura 87 - Aço AISI 4140 sem soldagem e revenido, rompido em tração,

(A) – Aumento de 56x; (B) – Aumento de 500x.



(A)

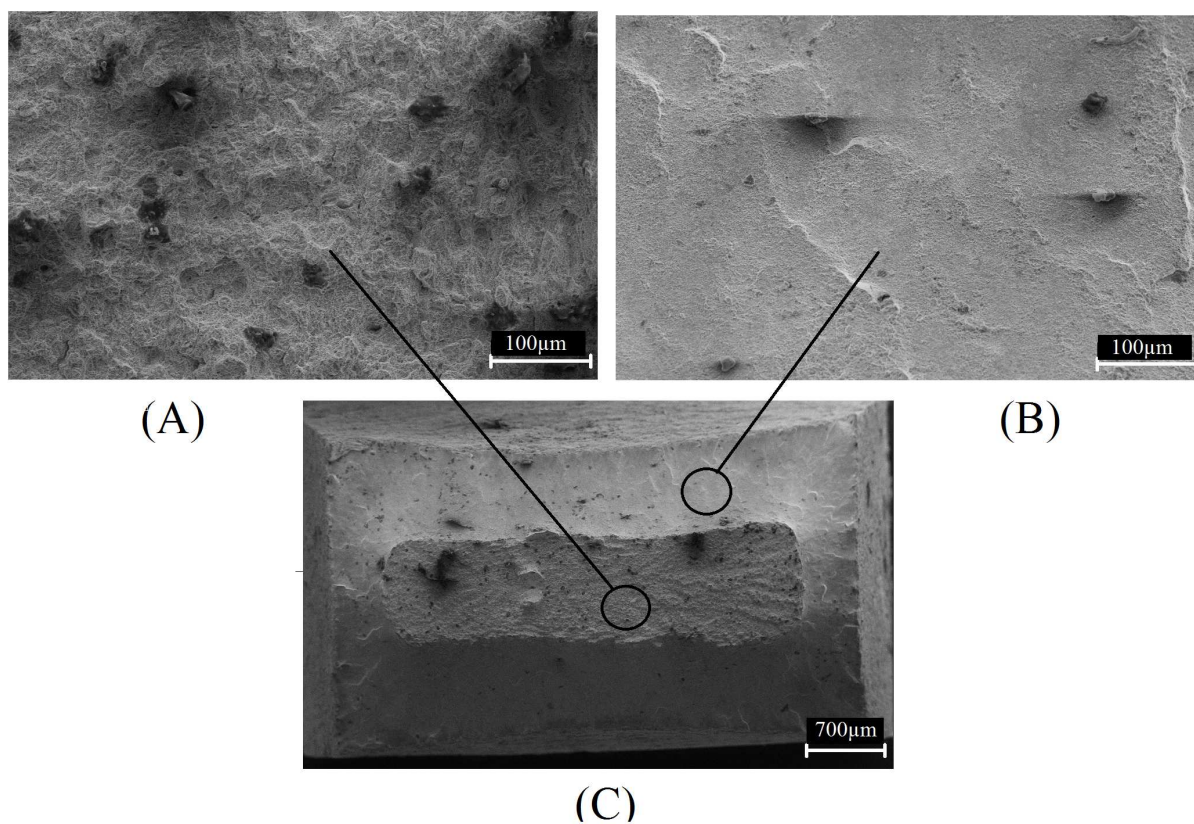
Fonte: Autor.

(B)

#### 4.7.1.3 Material sem soldagem temperado e revenido

A Figura 88 mostra a superfície de fratura de um cdp de tração sem soldagem temperado e revenido. Macroscopicamente pode-se observar uma grande redução de área menor em relação às condições anteriores, indicando que este tratamento térmico contribuiu para aumento da ductilidade do material. Microscopicamente observa-se uma tendência de formação de alvéolos (*dimples*) com algumas facetas de clivagem. Para esta condição não foram observadas trincas na região fraturada, mostrando que o tratamento térmico de revenimento pós têmpera contribuiu para eliminação das tensões internas causadas pela têmpera.

Figura 88 - Aço AISI 4140 sem soldagem, temperado e revenido, rompido em tração, (A) e (B) Aumento de 500x; (C) – Aumento de 56x.

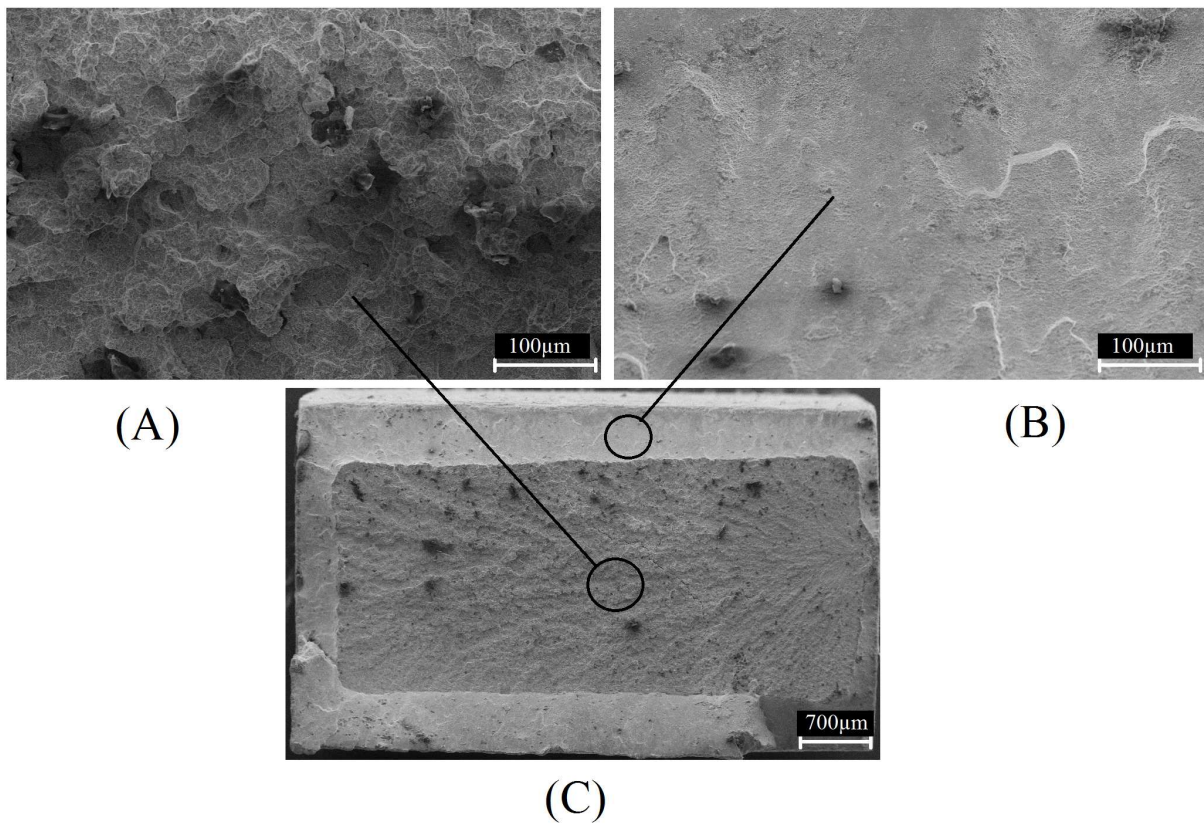


Fonte: Autor.

#### 4.7.1.4 Material sem soldagem e com tratamento térmico intercrítico

A Figura 89 mostra a superfície de fratura de um cdp de tração sem soldagem e com tratamento térmico intercrítico. Macroscopicamente pode-se observar que houve redução de área e a presença de trincas no lado esquerdo do material. Microscopicamente observa-se uma tendência de formação de alvéolos (*dimples*) com algumas facetas de clivagem nas mesmas proporções, mostrando mecanismos de fratura dúctil e frágil (fratura mista).

Figura 89 - Aço AISI 4140 sem soldagem, com tratamento intercrítico, rompido em tração, (A) e (B) Aumento de 500x; (C) – Aumento de 56x.

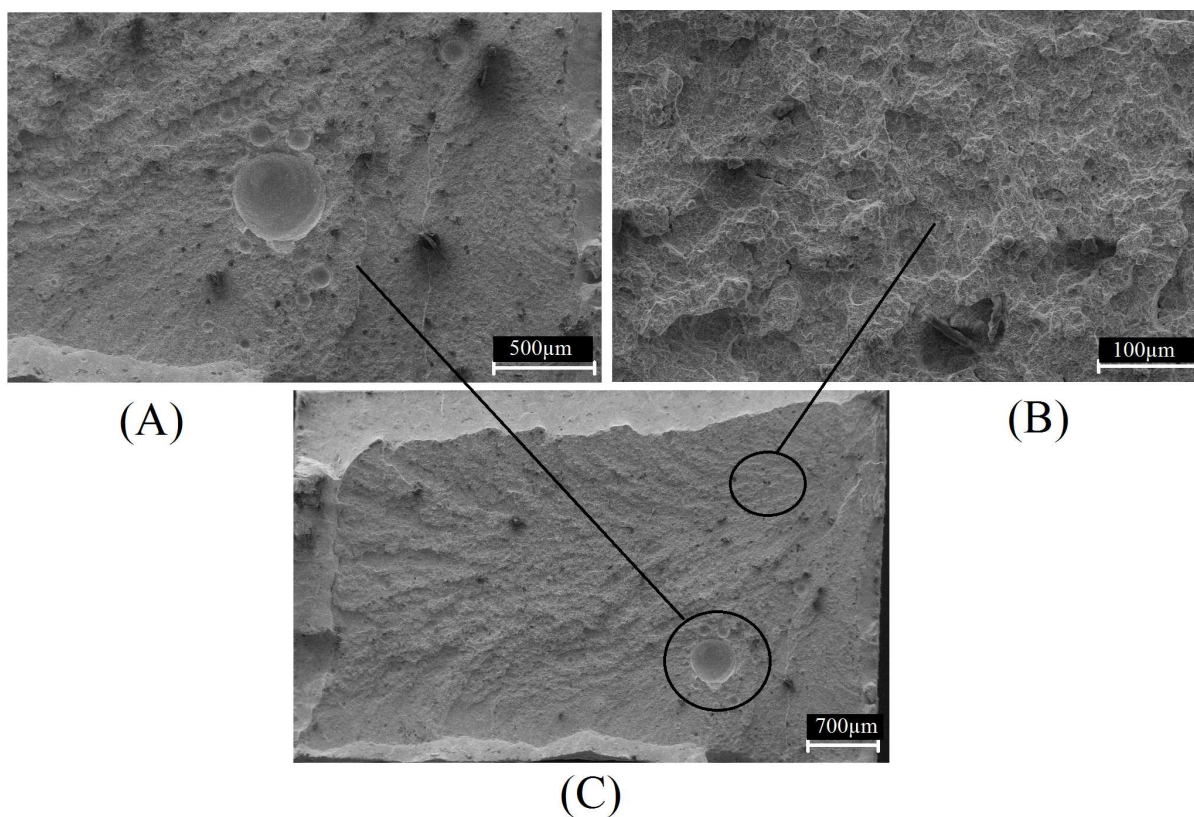


Fonte: Autor.

#### 4.7.1.5 Material soldado a laser e com tratamento térmico intercrítico

A Figura 90 mostra a superfície de fratura de um cdp de tração soldado a laser e com tratamento térmico intercrítico, onde a fratura ocorreu na região da solda. Macroscopicamente pode-se observar que houve pequena redução de área, indicando uma fratura com característica frágil e a presença de algumas bolhas internas comumente encontradas em cordões de solda a laser. Microscopicamente observa-se a presença de alguns alvéolos (*dimples*) e facetas de clivagem em maiores proporções. Nota-se também um poro de soldagem (região evidenciada na Figura 90A)

Figura 90 - Aço AISI 4140 soldado a laser, com tratamento intercrítico, rompido em tração, (A) e (B) Aumento de 500x; (C) – Aumento de 56x.

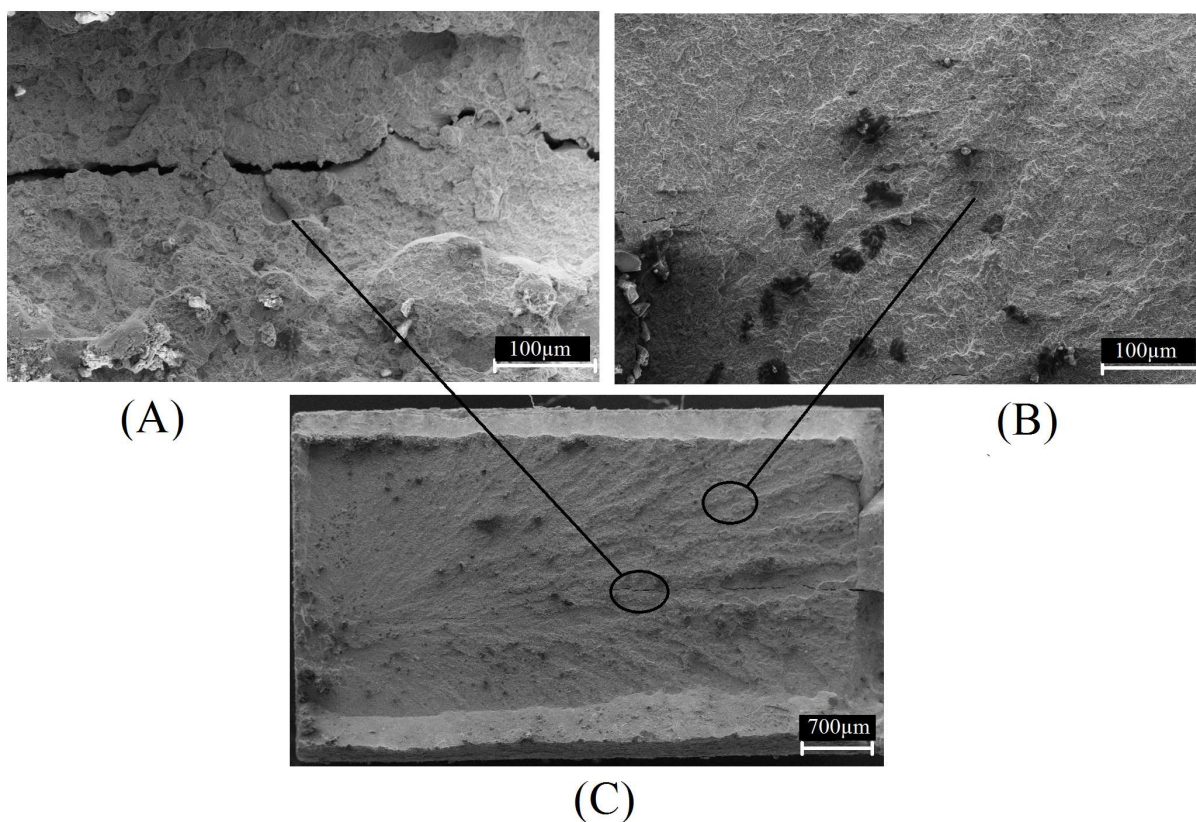


Fonte: Autor.

#### 4.7.1.6 Material soldado a plasma sem metal de adição e com tratamento térmico intercrítico

A Figura 91 mostra a superfície de fratura de um cdp de tração soldado a plasma sem metal de adição e com tratamento térmico intercrítico, onde a fratura ocorreu na região da solda. Macroscopicamente pode-se observar que houve pequena redução de área, indicando uma fratura com característica frágil. Microscopicamente observa-se a presença de facetas de clivagem em maiores proporções, pode-se observar também a presença de trincas intergranulares, indicando a alta concentração de tensões causada pelo tratamento intercrítico no material aliada aos maiores tamanhos de grãos observados no cordão de solda do material após a soldagem a plasma sem metal de adição.

Figura 91 - Aço AISI 4140 soldado a plasma sem metal de adição, com tratamento intercrítico, rompido em tração, (A) e (B) Aumento de 500x; (C) – Aumento de 56x.

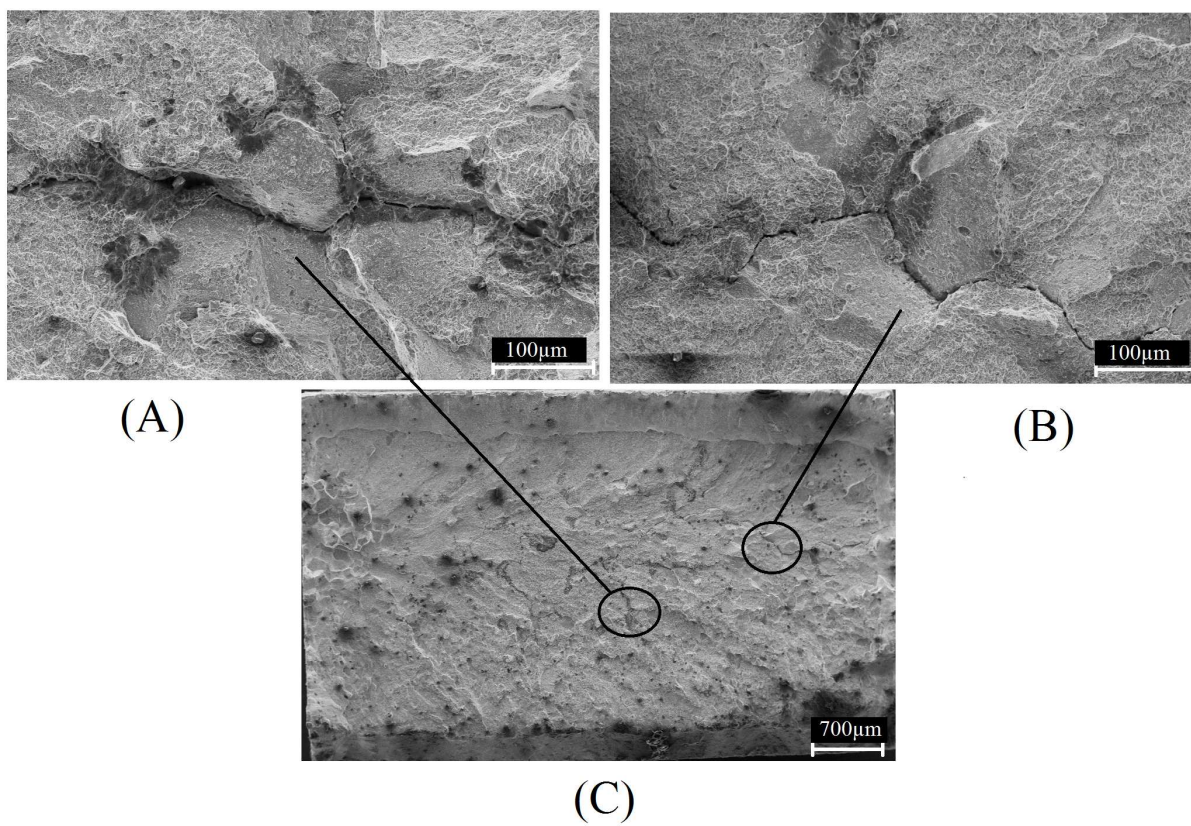


Fonte: Autor.

#### 4.7.1.7 Material soldado a plasma com metal de adição e com tratamento térmico intercrítico

A Figura 92 mostra a superfície de fratura de um cdp de tração soldado a plasma com metal de adição e com tratamento térmico intercrítico, onde a fratura ocorreu na região da solda. Macroscopicamente pode-se observar que não houve redução de área, indicando uma fratura com característica frágil. Microscopicamente observa-se a predominante presença de facetas de clivagem, pode-se observar também a presença de trincas intergranulares, indicando a alta concentração de tensões causada pelo tratamento intercrítico no material aliada aos maiores tamanhos de grãos observados no cordão de solda do material após a soldagem a plasma com metal de adição.

Figura 92 - Aço AISI 4140 soldado a plasma com metal de adição, com tratamento intercrítico, rompido em tração, (A) e (B) Aumento de 500x; (C) – Aumento de 56x.



Fonte: Autor.

## 5 CONCLUSÃO

Os processos de soldagens a laser e a plasma (com e sem metal de adição) mostram-se eficientes para a união do aço AISI 4140, sem alterações significativas nos limites de resistência à tração e escoamento, com redução de aproximadamente 30% no alongamento percentual.

O tratamento térmico pós solda de revenimento contribuiu para o aumento do limite de escoamento em aproximadamente 10% para os três processos de soldagem.

O tratamento térmico pós solda, de têmpera e revenimento, aumentou consideravelmente as propriedades mecânicas do aço, as propriedades em tração do material soldado pelos três processos são semelhantes e tiveram um aumento de aproximadamente 100 % em relação ao material sem solda. Para este tratamento térmico específico, a ductilidade foi restaurada, obtendo-se valores semelhantes ao material base, no caso da soldagem a plasma sem metal de adição, a ductilidade obtida foi aproximadamente 30% menor do que a observada no material base.

O tratamento térmico intercrítico aumentou consideravelmente as propriedades mecânicas do aço, as propriedades em tração do material soldado pelos processos a plasma são semelhantes e sofreram um aumento de aproximadamente 100% em relação ao material sem solda. As propriedades em tração do material soldado pelo processo a laser sofreram um aumento de aproximadamente 140 % em relação ao material sem solda. Para este tratamento térmico específico, a ductilidade foi reduzida, obtendo-se reduções de aproximadamente 60% para o processo de soldagem a laser e de 75% para os processos de soldagem a plasma em relação ao material base.

Os valores de dureza encontrados na ZF são elevados em ambos os processos de solda estudados, indicando que houve a formação de martensita (cerca de 600 HV).

O tratamento de revenimento reduziu a dureza da martensita, propiciando um gradiente mais suave de transição entre a dureza da ZF (cerca de 550 HV) e o material base (aproximadamente 300 HV). Com o tratamento térmico de têmpera e revenido houve uma homogeneidade na dureza entre as regiões da solda (cerca de 550 HV), melhorando, por conseguinte, as propriedades mecânicas em tração do aço. Com o tratamento térmico intercrítico foram observadas durezas médias de 600 HV em toda extensão do material.

Comparando-se os corpos de prova soldados pelo processo laser e plasma, considera-se que o processo a laser tem vantagens sobre o processo plasma, por reduzir a região da ZF e ZTA, reduzindo possíveis concentradores de tensões, defeitos e regiões de fragilidade. Após o

tratamento de têmpera e revenimento, o aço soldado a laser, além de ter a resistência mecânica elevada, mostrou uma ductilidade superior aos outros processos estudados, obtendo valores de ductilidade semelhantes aos encontrados no material base sem soldagem.

Tecnicamente o processo de soldagem a laser mostrou-se mais adequado em relação à morfologia dos cordões de solda e propriedades mecânicas encontradas, porém estudos de viabilidade econômica devem ser conduzidos posteriormente a fim de apontar o processo de soldagem mais adequado principalmente para aplicações aeroespaciais.

## 6 TRABALHOS FUTUROS

Alguns acontecimentos foram evidenciados após os processos de soldagem e tratamentos térmicos, fazendo-se necessário estudos complementares, sendo assim, algumas sugestões para a continuidade desse trabalho são sugeridas a seguir:

- Realizar o estudo das propriedades mecânicas em ensaios dinâmicos de fadiga. Por ter homogeneizado a microestrutura, acredita-se que o tratamento de têmpera e revenimento realizado possa melhorar a vida em fadiga das juntas soldadas.
- Estudar o tratamento térmico intercrítico com mais detalhes e utilizar técnicas de caracterização diferentes. Deste modo, buscar a viabilidade de aplicação de uma estrutura bifásica eficiente.
- Utilizar ataques químicos diferentes a fim de identificar diferentes fases formadas na zona fundida e zona termicamente afetada, quantificando os microconstituintes observados.
- Realizar estudos comparativos de viabilidade econômica para a implantação do processo de soldagem a laser.
- Realizar análises mais aprofundadas dos mecanismos de fratura através de imagens com maiores ampliações no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

## REFERÊNCIAS

- ABDALLA, A. J. *et al.* Formação da fase bainítica em aços de baixo carbono. **Revista Brasileira de Vácuo**, v. 25, n. 3, p. 175-181, 2006.
- AGUIAR, W. M. **Soldagem do aço 4140 sem tratamento térmico posterior**. 2001. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) – Departamento de Engenharia Mecânica e Produção, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2001.
- ANAZAWA, R. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica**. 2007. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.
- ASM HANDBOOK ONLINE. ASM DESK EDITIONS. **Ultrahigh-strength steels**. Disponível em: <http://products.asminternational.org/hbk/index.jsp> . Acesso em: 3 ago. 2020.
- ASM HANDBOOK. **Heat treatment**. v. 4. Materials Park, OH: ASM International, 1990.
- ASM HANDBOOK. **Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys**. v. 1. Materials Park, OH: ASM International, 1990.
- ASM HANDBOOK. **Welding, brazing, and soldering**. v. 6. Materials Park, OH: ASM International, 1993.
- ASTM. **E3-11**: standard guide for preparation of metallographic specimens. Philadelphia, USA: ASTM, 2011.
- ASTM. **E384-16**: standard test method for microindentation hardness of materials. West Conshohocken, PA: ASTM, 2016.
- ASTM. **E8M-04**: standard test methods for tension testing of metallic materials. Philadelphia, USA: ASTM, 2012.
- AUMPIEM, A.; PRATEEPASEN, A. An effective quality assessment method for plasma welding based on the plasma gas flow rates in titanium grade 2. **International Transaction Journal of Engineering, Management & Applied Sciences & Technologies**, v. 12(1), n. 12A1E, p. 1-14, 2021. Available from: <http://doi.org/10.14456/ITJEMAST.2021.5>
- AVISHAN, B. *et al.* Retained austenite thermal stability in a nanostructured bainitic steel. **Materials characterization**, n. 81, p. 105-110, 2013.
- AWS. **B4.0:2007**. standard methods for mechanical testing of welds. USA, 2007.
- AWS. **D17.1/D17.1M:2010**. specification for fusion welding for aerospace applications. USA, 2010.
- BRACARENCE, A Q. **Processo de soldagem PAW**, editado pelo autor, Belo Horizonte, MG, 2000.

BRANDÃO, S. A. A. **A influência da deformação plástica sobre a estabilidade mecânica da austenita retida em aços 300 m.** 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

CALLISTER JUNIOR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** 8. ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A, 2010.

CARDOSO, A. S. M. **Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma.** 2011. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

CARDOSO, A. S. M. *et al.* Comparison of high cycle fatigue in 4340 and 300M steels welded with fiber laser. **Advanced Materials Research**, Switzerland, v. 891-892, p. 1507-1512, 2014.

CARDOSO, A. S. M. **caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M, tratados termicamente e termoquimicamente a plasma, após soldagem a laser.** 2015. Tese (Doutorado em Ciência e Tecnologias Espaciais) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2015.

CARVALHO, S. M.; LIMA, M. S. F. Laser beam welding tempered 300M ultrahigh mechanical strength steel. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 34, p. 18-23, 2012.

CARVALHO, S. M. **Soldagem com laser a fibra do aço 300M de alta resistência.** 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronáutica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2009.

CHEN, Y. T. *et al.* Microstructure and mechanical property development in the simulated heat affected zone of V treated HSLA steels. **Acta Metal. Sin**, v. 19, n. 1, p. 57-67, 2006.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos.** 7. ed. ampliada e revisada. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica: processos de fabricação e tratamento.** v. 2, 2. ed. McGraw-Hill, São Paulo, 1986.

CHLUDZINSKI, M. *et al.* Pulsed laser welding applied to metallic materials - a material approach. **Metals**, v. 11, n. 640, 2021.

CIMM, 2020. **Tratamento de têmpera e suas variações - têmpera, austêmpera, martêmpera.** Disponível em: [https://www.cimm.com.br/portal/material\\_didatico/6443-principios-tratamento-de-tempera-e-suas-variacoes-tempera-austempera-martempera](https://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6443-principios-tratamento-de-tempera-e-suas-variacoes-tempera-austempera-martempera). Acesso em: 02 ago. 2020.

DÍAZ, V. M. V. **Influência de parâmetros e variáveis da soldagem plasma sobre as características da solda com ênfase na análise da abertura e no fechamento do keyhole.** 1999. Dissertação (Mestrado em engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1999.

DIETER, G. E. **Design for plastics processing, in materials selection and design.** ASM Handbook, v. 20. Ohio: International Material Park, 1997.

DRUMOND, A. L. F. **Caracterização microestrutural e mecânica de um aço AISI 43100 submetido a diferentes rotas de tratamentos térmicos sob resfriamento contínuo.** 2015. Dissertação (Mestrado em Ciências e Tecnologias Espaciais) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2015.

FANTON, L. **Estudo do comportamento mecânico e microestrutural de um aço maraging após soldagem a laser e tratamentos térmicos.** 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

FANTON, L.; ABDALLA, A. J.; LIMA, M. S. F. Heat treatment and Yb- fiber laser welding of a maraging steel. **Welding Journal**, v. 93, p. 362-368, 2014.

HAVRILLA, D. **Process fundamentals of industrial laser welding and cutting: part 1 – laser welding design and process fundamentals and troubleshooting guideline.** Rofin-Sinar Laser, Plymouth, EUA, 1999.

HENKE, S. L. **Efeito da soldagem plasma pulsada na microestrutura e resistência à fadiga de um aço inoxidável supermartensítico.** 2010. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal Do Paraná, Curitiba, 2010.

HOULDCROFT, P. T. **Welding process technology.** Cambridge University Press, London, 1979.

ION, J. C. **Laser processing of engineering materials: principles, procedures and industrial application.** Butterworth-Heinemann, 2005.

JOSHI, J. R. *et al.* Influence of welding techniques on heat affected zone softening of dissimilar metal maraging steel and high strength low alloy steel gas tungsten arc weldments. **Transactions of the Indian Institute**, v. 70, p. 69-81, 2016.

KANNATEY-ASIBU, E. **Principles of laser materials processing.** New Jersey: Wiley, 2009.

KRAUSS, G. Martensite in steel: strength and structure. **Materials Science and Engineering A**, v. 273-275, p. 40-57, 1999.

LANCASTER, J. **Handbook of structural welding: processes, materials and methods used in the welding of major structures, pipelines and process plant.** Abington Publishing, Boston, 1997.

LIMA, M. S. F. *et al.* Soldagem a laser de aços de alta resistência mecânica. **VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**, Campina Grande, Paraíba, Brasil, 2010.

LIMA, M. S. F. **Lasers in material processing**. In: LACKNER, **Lasers in chemistry: influencing matter**. 2008, p. 1195-1209.

LINNERT, G. E. **Welding metallurgy: carbon and alloy steels**. 3. ed. v. 1. New York: AWS 1965.

LOMBARDO, S. **Caracterização mecânica e microestrutural de juntas soldadas a laser em aços maraging com posterior tratamento térmico e termoquímico de superfície**. 2015. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

MARQUES, P. V; MODENESI, P. J; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2011.

MESSLER, R. W. **Principles of welding** – processes, physics, chemistry and metallurgy. New York (USA): Editora John Wiley & sons, 2008.

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

NASCIMENTO, M. P. **Retrabalho em estruturas aeronáuticas soldadas – aço ABNT 4130**. 2004. Tese (Doutorado em Engenharia) – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, São Paulo, 2004.

NETO, F. C. *et al.* Reducing processing-induced residual stresses in SAE 4140 steels laser welded using modulated power emission. **Optics and Laser Technology**, v. 140, 2021.

NUNES, E. B. *et al.* Study of restriction effects on microstructure, microhardness and toughness in welded joints of duplex stainless steel. **Soldagem insp**, São Paulo, v. 16, n. 2, 2011.

OLIVEIRA, A. C. **Soldagem de alumínio estrutural aeronáutico utilizando um laser a fibra**, São Paulo: Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP), 2008.

OLIVEIRA, R. C. **Caracterização mecânica e microestrutural dos aços 300m e maraging 300 após soldagem a plasma**. 2015. Dissertação (Mestrado em Materiais e Processos de Fabricação) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2015.

PAYNE, A. O. The fatigue of aircraft structures. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 8, n. 1, p. 157-203, 1976.

RASMA, E. T. **Caracterização estrutural e mecânica do aço AISI/SAE 4140 tratado sob diferentes tratamentos térmicos**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Centro de Ciência e Tecnologia. Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, 2015.

REIS, R. P.; SCOTTI, A. **Fundamentos e prática da soldagem a plasma**. São Paulo: Artliber, 2007.

RIVA, R.; LIMA, M. S. F.; OLIVEIRA, A. C. Soldagem a laser de estruturas aeronáuticas. **Metalurgia & Materiais**, v. 65, p. 48-50, 2009.

SAE. **SAEJ404**: chemical composition of SAE alloy steels. Junho, 2000. Disponível em: <http://www.shunitesteel.com/wp-content/uploads/2013/05/SAE-J404-2000-Chemical-Compositions-of-SAE-Alloy-Steels.pdf>. Acesso em: 02 ago. 2020.

SAKAI, P. R. **Caracterização de juntas soldadas em PAW e GTAW de chapas finas em aço maraging 300 submetida a vários reparos**. 2015. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

SAKAI, P. R. *et al.* Comparison of mechanical and microstructural characteristics in maraging 300 steel welded by PAW and GTAW processes submitted to repair. **Advanced Materials Research**, v. 1135, p. 255-264, 2016.

SHA, W.; GUO, Z. **Maraging steels**: modeling of microstructure, properties and applications. Cambridge: CRC Oress, 2009.

SHACKELFORD, J. F. **Ciência dos materiais**. 6. ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2008.

SIGUEIRA, R. H. M. **Soldagem a laser autógena em passe único de juntas T de alumínio AA 6013-T4 com altas resistências mecânicas**. 2016. Tese (Doutorado em Ciências e Tecnologia Espaciais) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2016.

SILFVAST, W. T. **Laser fundamentals**. 2. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2004.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**, 3. ed. Editora Blucher, 2010.

SILVA, D. F. **Caracterização mecânica e microestrutural do aço maraging 300, soldadas a plasma e submetidas a reparos**. 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

SILVA, D. F. **Estudo das propriedades mecânicas em união de aços dissimilares soldadas pelo processo a plasma e a laser**. 2018. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2018.

SOUZA NETO, F. *et al.* An analysis of the mechanical behavior of AISI 4130 steel after TIG and laser welding process. **ICSI – The 1st International Conference on Structural Integrity**. Funchal, Madeira, Portugal, v. 114, p. 181-188 1st to 4th September, 2015.

SOUZA NETO, F. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço AISI 4130 soldado pelo processo TIG e a LASER**. 2016. Dissertação (Mestrado em Ciências e Tecnologia Espaciais) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2016.

TEDESCO, M. E. **Variação dimensional e microestrutural do aço AISI 4140 em peças usinadas por torneamento**. 2007. Dissertação (Mestrado em Materiais) – Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2007.

TOTTEN, G. E.; BATES, C. E.; CLINTON, N. A. **Handbook of quenchants and quenching technology**. Materials Park, OH: ASM International, 1993.

VOORT, G. F. V. **Atlas of time temperature diagrams**. USA: ASM International, 1991.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. Edgard Blucher: São Paulo, 1992.

WU, C. P.; TSAY, L. W.; CHEN, C. Notched tensile testing of T-200 maraging steel and its laser welds in hydrogen. **Materials Science and Engineering**, v. 346, p. 302-309, 2003.

ZEEMANN, A. **Soldagem de tubos**. Rio de Janeiro: TECMETAL. 2006.

ZEEMANN, A. **Soldagem dos aços martensíticos**. Infosolda. Disponível em: <http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EME733/Semin%C3%A1rios%20Inox/soldagem%20a%C3%A7os%20martensiticos%20%20%20Junior.pdf>. Acesso em: 02 ago. 2020.