



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

JOSÉ MATHEUS DOMINGOS DE LIRA ANDRADE

**Avaliação de propriedades mecânicas de junta
soldada de chapa de aço ClassNK gr.KD
espessa através do processo de soldagem
híbrido laser-arco**

Recife

2025

JOSÉ MATHEUS DOMINGOS DE LIRA ANDRADE

**Avaliação de propriedades mecânicas de junta soldada
de chapa de aço ClassNK gr.KD espessa através do
processo de soldagem híbrido laser-arco**

Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade Federal de Pernambuco - UFPE

Orientadores(as): Prof. Dr. KLEBER GONÇALVES BEZERRA ALVES
Prof. Dr. ARMANDO HIDEKI SHINOHARA

Recife

2025

.Catalogação de Publicação na Fonte. UFPE - Biblioteca Central

Andrade, Jose Matheus Domingos de Lira.

Avaliação de propriedades mecânicas de junta soldada de chapa de aço ClassNK gr.KD espessa através do processo de soldagem híbrido laser-arco / Jose Matheus Domingos de Lira Andrade. - Recife, 2025.

84f.: il.

Dissertação (Mestrado)- Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2025.

Orientação: Kleber Gonçalves Bezerra Alves.

Coorientação: Armando Hideki Shinohara.

1. Soldagem Híbrida laser-arco; 2. Chapa de Aço Espessa; 3. Ensaios Mecânicos; 4. Metalografia. I. Alves, Kleber Gonçalves Bezerra. II. Shinohara, Armando Hideki. III. Título.

UFPE-Biblioteca Central

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiro à minha mãe, Maria Helena por todo seu esforço e zelo em minha criação, buscando sempre dar-me as melhores condições e oportunidades possíveis.

Agradeço à minha esposa, Mariana pelo seu apoio, companheirismo, parceria, e por me estimular a ser sempre alguém melhor.

Agradeço ao Professor Dr. Koji Gotoh e a Universidade de Kyushu pela fabricação da junta soldada pelo processo híbrido laser-arco.

Agradeço ao estaleiro Vard Promar pela fabricação da junta soldada pelo processo GMAW, bem como pelo apoio e estímulo à participação no programa de pós-graduação.

Agradeço ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais - INTM - pelo uso de suas facilidades, instalações e equipamentos, bem como aos técnicos Rubens Andrade e Janaína Cirino pela prestatividade e apoio na realização dos experimentos.

Por fim, agradeço também aos Professores por todo o conteúdo, experiência e conhecimentos passados.

“A falha é o centro da engenharia. Todo cálculo que um engenheiro realiza é um cálculo de falha. Engenharia de sucesso é entender como as coisas quebram ou falham.”
(Autor: Henry Petroski)

RESUMO

Os processos de soldagem, muito importantes na construção naval, tem como uma das principais fontes de improdutividade a correção de distorções resultantes após a soldagem, que ocorrem devido ao grande aporte térmico proveniente dos processos atualmente em uso. Dentre os processos de soldagem, o processo híbrido laser-arco (HLAW), já aplicado na indústria automotiva e de forma limitada na indústria naval, atualmente em estudo para aplicação na união de chapas espessas, apresenta grande oportunidade para reduzir este problema através da redução do aporte térmico, graças ao aumento de poder de penetração propiciado pelo uso do laser, permitindo a união das peças em um único passe, mesmo para chapas espessas, como as usadas na indústria naval e fabricação de grandes estruturas metálicas, o que resulta em alta produtividade com menores distorções. Este trabalho buscou avaliar junta soldada através do processo HLAW, realizada em laboratório da Universidade de Kyushu, Japão, verificando suas propriedades mecânicas através de ensaio de tração e dureza Vickers, resistência ao impacto através de ensaio de impacto Charpy, distorções, e microestrutura através de microscopia óptica e eletrônica de varredura, bem como comparar os resultados obtidos com aqueles provenientes de outra junta, soldada através do processo tradicional GMAW, em estaleiro instalado no estado de Pernambuco. Como resultado, foi confirmada distorção menor que $0,5^\circ$ para a junta HLAW, comparado com $4,5^\circ$ para a junta GMAW. Os ensaios de tração confirmaram a ruptura do corpo de prova no metal base, sem exceção, com tensão limite de resistência e alongamento de 535,9 MPa e 34,8%, respectivamente. Os ensaios de microdureza Vickers apresentaram dureza da junta soldada maior que no metal base, com valor máximo de 321 HV, abaixo do limite de 350 HV, conforme critério da sociedade classificadora japonesa *ClassNK*. Através de ensaios de impacto Charpy à temperatura de 0°C , verificou-se que a energia necessária para ruptura da junta soldada HLAW foi de 195 J, comparado com 170 J do metal base, resultados acima do requerido de 34 J conforme critérios da *ClassNK*.

Palavras-chaves: Soldagem Híbrida laser-arco, Chapa de Aço Espessa, Ensaio Mecânicos, Metalografia.

ABSTRACT

Welding processes, which are crucial in shipbuilding, have distortion correction as one of their main sources of inefficiency. These distortions result from the high heat input associated with conventional welding methods. Among these processes, hybrid laser-arc welding (HLAW), already in use in the automotive industry as well as in limited use in shipbuilding, currently being studied for welding thick plates, presents a significant opportunity to mitigate this issue. By reducing heat input through the laser's increased penetration power, HLAW enables the joining of thick plates, such as those used in shipbuilding and large metal structures, in a single pass. This results in higher productivity with minimal distortion. This study aimed to evaluate a welded joint produced using the HLAW process at a laboratory in Kyushu University, Japan. The joint's mechanical properties were analyzed through tensile and Vickers hardness testing, fracture toughness was assessed via Charpy impact tests, and distortion and microstructure were examined using optical and scanning electron microscopy. The results were then compared to those of another joint welded using the conventional GMAW process at a shipyard in Pernambuco, Brazil. As a result, the HLAW joint exhibited a distortion of less than 0.5° , compared to 4.5° for the GMAW joint. Tensile tests confirmed that failure consistently occurred in the base metal, with an ultimate tensile strength of 535.9 MPa and elongation of 34.8%. Vickers microhardness tests showed that the welded joint had a higher hardness than the base metal, with a maximum value of 321 HV, remaining below the 350 HV limit established by the Japanese classification society ClassNK. Through Charpy impact tests at a temperature of 0°C , it was found that the energy required for fracture in the HLAW welded joint was 195 J, compared to 170 J for the base metal, exceeding the required 34 J according to ClassNK criteria.

Key-words: Laser-arc Hybrid Welding, Thick Steel Plate, Mechanical Testing, Metallography.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Ilustração de processo GMAW.	17
Figura 2 – Modos de aporte térmico para soldagem laser.	19
Figura 3 – Seção transversal de juntas soldadas por processos Laser (a), HLAW (b) e GMAW (c).	20
Figura 4 – Ilustração de processo HLAW.	21
Figura 5 – Parâmetros de soldagem.	23
Figura 6 – Intervalo de Parâmetros de Soldagem.	24
Figura 7 – Macrografia para soldagem HLAW com arco à frente do laser (a) e laser à frente do arco.	25
Figura 8 – Parâmetros Experimentais em processos HLAW.	27
Figura 9 – Geometria otimizada para solda de topo através de processo HLAW.	29
Figura 10 – Tipos de geometria para juntas de topo.	29
Figura 11 – Tipos de distorções de solda.	31
Figura 12 – Mecanismos de formação de porosidade relacionada ao <i>keyhole</i>	32
Figura 13 – Formação de trincas de solidificação.	34
Figura 14 – Microestruturas da ZTA e ZF para o processo híbrido laser-arco.	36
Figura 15 – Distribuição de níquel em junta soldada a partir de processo HLAW.	37
Figura 16 – Perfis horizontais de microdureza para uma junta HLAW.	38
Figura 17 – Perfil de microdureza para junta do tipo T através de processo HLAW.	39
Figura 18 – Resultados de ensaio de impacto Charpy do metal base e das juntas soldadas.	39
Figura 19 – Dimensões da chapa soldada via processo HLAW.	41
Figura 20 – Chapa soldada via processo HLAW.	42
Figura 21 – Aparência superior da junta HLAW.	42
Figura 22 – Aparência inferior da junta HLAW.	43
Figura 23 – Chapa soldada via processo GMAW.	44
Figura 24 – Linhas para medição de distorção angular.	45
Figura 25 – Geometria de corpo de prova para ensaio de tração conforme ASTM E8M.	45
Figura 26 – Preparação dos corpos de prova para ensaios de tração através de serra fita (a) e fresadora CNC (b).	46
Figura 27 – Máquina MTS Landmark Servohydraulic Model 370.25 usada nos ensaios de tração.	47
Figura 28 – Corpos de prova para ensaios de tração para as amostras GMAW (a) e HLAW (b).	47
Figura 29 – Máquina EMCOTEST DuraScan usada nos ensaios de Microdureza.	48
Figura 30 – Linhas para medição de microdureza na amostra HLAW.	49

Figura 31 – Corpos de prova da amostra HLAW (a) e GMAW (b).	50
Figura 32 – Pêndulo JB-W500 para ensaios de impacto.	51
Figura 33 – Máquina LY71-UV para realização de entalhe em corpos de prova para ensaios de impacto.	51
Figura 34 – Microscópio óptico Zeiss Axio Lab.A1 usado para captura das imagens.	52
Figura 35 – Gráficos de Tensão x Deformação obtidos através dos ensaios de tração.	57
Figura 36 – Corpos de prova HLAW após ensaios de tração.	58
Figura 37 – Corpos de prova GMAW após ensaios de tração.	58
Figura 38 – Macrografia das fraturas das amostras HLAW após ensaios de tração.	59
Figura 39 – Macrografia das fraturas das amostras GMAW após ensaios de tração.	60
Figura 40 – Gráficos de dureza por linha para as amostras HLAW e GMAW. . .	62
Figura 41 – Gráficos de dureza média nas regiões superior e inferior para as amostras HLAW e GMAW.	63
Figura 42 – Corpos de prova HLAW - Metal Base (a), Junta soldada superior (b) e Junta soldada inferior (c) após ensaios de impacto a 0 °C.	65
Figura 43 – Corpos de prova GMAW - Metal Base (a), Junta soldada superior (b) e Junta soldada inferior (c) após ensaios de impacto a 0 °C.	65
Figura 44 – Microestrutura na ZTA para as 3 regiões da amostra HLAW - Superior (Arco), Meio (Transição) e Inferior (Laser) - Aumento 100x.	67
Figura 45 – Microestrutura na ZF para as 3 regiões da amostra HLAW - Superior (Arco), Meio (Transição) e Inferior (Laser) - Aumento 100x.	68
Figura 46 – Microestrutura nas ZTA e ZF para a amostra GMAW - Aumento 100x.	69
Figura 47 – Poros encontrados nas amostras HLAW (a) e GMAW (b) - Aumento 100x.	70
Figura 48 – Microestrutura da ZF - amostra HLAW a 1 mm do topo - Aumento 1000x, com provável ferrita acicular circulada.	70
Figura 49 – Microestrutura da ZF - amostra HLAW a 4 mm do topo - Aumento 1000x.	71
Figura 50 – Microestrutura da ZF - amostra HLAW a 7 mm do topo - Aumento 1000x.	71
Figura 51 – Microestrutura da ZF - amostra HLAW a 16 mm do topo - Aumento 1000x.	72
Figura 52 – Microestrutura da ZF - amostra GMAW a 1 mm do topo - Aumento 1000x.	72
Figura 53 – Microestrutura da ZF - amostra GMAW a 7 mm do topo - Aumento 1000x.	73
Figura 54 – Microestrutura da ZF - amostra GMAW a 16 mm do topo - Aumento 1000x.	73

Figura 55 – Microestrutura no metal de solda (ZF) nas regiões superior (a) e inferior (b) - Aumento 3000x. 75

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Tabela Comparativa dos processos de soldagem	21
Tabela 2 – Composição do aço ClassNK gr.KD	41
Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço ClassNK gr.KD	41
Tabela 4 – Condições de soldagem da chapa por processo HLAW	42
Tabela 5 – Composição do metal de base da chapa soldada por processo GMAW	43
Tabela 6 – Propriedades mecânicas do metal de base da chapa soldada por processo GMAW	43
Tabela 7 – Condições de soldagem da chapa por processo GMAW	43
Tabela 8 – Distorção angular a cada ponto para junta HLAW	54
Tabela 9 – Distorção angular a cada ponto para junta GMAW	54
Tabela 10 – Propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de tração - Amostra HLAW	55
Tabela 11 – Propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de tração - Amostra GMAW	55
Tabela 12 – Energia até a ruptura - Ensaio de tração	56
Tabela 13 – Energia Absorvida - Ensaio de Impacto Charpy a 0°C - Amostra HLAW	64
Tabela 14 – Energia Absorvida - Ensaio de Impacto Charpy a 0° - Amostra GMAW	64
Tabela 15 – Composição química através de EDS - Amostra HLAW	74

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Ampere
ASTM	American Society for Testing and Materials - Sociedade Americana de Ensaios e Materiais
C	Carbono
ClassNK	Nippon Kaiji Kyokai - Sociedade classificadora do Japão
CO ₂	Dióxido de Carbono
GMAW	Gas Metal Arc Welding
HLAW	Hybrid Laser-Arc Welding
kN	kiloNewton
kW	kilowatt
MB	Metal Base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
mm	milímetro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MO	Microscópio Óptico
P	Fósforo
S	Enxofre
Si	Silício
USD	United States Dollar - Dólar dos Estados Unidos
V	Volt
ZF	Zona de Fusão
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1	Introdução	14
1.1	Objetivos	15
1.2	Organização do presente trabalho	15
2	Revisão bibliográfica	17
2.1	Processos de soldagem	17
2.1.1	<i>Soldagem por arco elétrico com gás de proteção</i>	17
2.1.2	<i>Soldagem Laser</i>	18
2.1.3	<i>Modos de aporte térmico durante soldagem laser</i>	19
2.1.4	<i>Soldagem Híbrida laser-arco</i>	19
2.2	Parâmetros de soldagem híbrida laser-arco	22
2.2.1	<i>Potência do Laser</i>	22
2.2.2	<i>Velocidade de avanço</i>	23
2.2.3	<i>Posição Relativa entre Laser e Eletrodo</i>	24
2.2.4	<i>Posição do ponto focal do Laser</i>	25
2.2.5	<i>Composição do Gás de Proteção</i>	25
2.2.6	<i>Velocidade de alimentação do arame de solda</i>	26
2.2.7	<i>Espaçamento entre peças</i>	26
2.2.8	<i>Tipo de juntas e preparação superficial</i>	27
2.3	Descontinuidades de soldagem	29
2.3.1	<i>Distorções</i>	30
2.3.2	<i>Respingos de solda</i>	31
2.3.3	<i>Porosidade</i>	32
2.3.4	<i>Trincas de solidificação</i>	33
2.4	Propriedades mecânicas e microestrutura	34
2.4.1	<i>Microestruturas das ZF e ZTA e Heterogeneidade</i>	34
2.4.2	<i>Propriedades Mecânicas nas ZF e ZTA</i>	36
2.5	Fator econômico do processo HLAW	40
3	Materiais e Métodos	41
3.1	Junta de topo soldada através de processo HLAW	41
3.2	Junta de topo soldada através de processo GMAW	43
3.3	Medição de distorção angular	44
3.4	Ensaio de Tração	45
3.5	Ensaio de Microdureza Vickers	48
3.6	Ensaio de Impacto Charpy	49
3.7	Metalografia através de Microscópio Óptico	52
3.8	Metalografia através de MEV	52
4	Resultados e discussões	54

4.1	Medição de distorção	54
4.2	Ensaio de Tração	54
4.3	Microdureza	61
4.4	Ensaio de Impacto Charpy	64
4.5	Metalografia através de Microscopia Óptica	65
4.6	Metalografia e Análise química através de MEV	74
5	Conclusões	76
	 Referências Bibliográficas	 78

1 INTRODUÇÃO

A soldagem aparece como método dominante para realizar a união de peças metálicas na construção naval, bem como na fabricação de estruturas metálicas de grande porte. Dessa forma, pode-se dizer que a produtividade e a qualidade dos processos produtivos dos estaleiros estão diretamente ligadas aos seus procedimentos de soldagem e seu domínio sobre os mesmos (LUNDGREN, 2010).

Uma das principais causas de perda de produtividade na construção naval são as distorções resultantes do elevado aporte térmico proveniente da soldagem, e ocorrem principalmente nos painéis, estruturas compostas por chapas unidas e reforçadas com perfis, geralmente do tipo bulbo (ou *hp*), bem como perfis L ou T. Os painéis são especialmente vulneráveis às deformações devido ao alto aporte térmico inerente à soldagem por arco elétrico, exacerbado pelas altas velocidades de avanço, bem como a necessidade de múltiplos passes de solda para realizar o preenchimento completo da união (SUN *et al.*, 2014).

O processo de soldagem híbrido laser-arco, tecnologia já aplicada em algumas indústrias como a automotiva (GRAF; STAUFER, 2003) e em aplicações específicas da indústria naval, como a soldagem das regiões de acomodação de navios de cruzeiro, com espessuras de até 7 mm (TURICHIN *et al.*, 2017), e atualmente em estudo para aplicação na indústria pesada, busca aliar a grande produtividade associada à soldagem por arco elétrico com gás de proteção à precisão e poder de penetração permitidos pelo processo de soldagem laser. Operando com o arco elétrico e o laser em conjunto, onde o laser é focado na parte inferior da junta, mantém-se a produtividade do processo por arco elétrico enquanto aumenta-se a profundidade de penetração, o que permite que o arco seja posicionado a uma maior distância das peças. Assim, torna-se possível realizar a união de peças de grande espessura sem chanfros e com espaçamento entre as peças reduzido, diminuindo, assim, a quantidade de material de adição necessária e, conseqüentemente, o aporte térmico resultante (LI *et al.*, 2023).

Por ser uma tecnologia ainda em desenvolvimento, existe uma carência de trabalhos sobre o tema no país, bem como uma série de lacunas no conhecimento a serem preenchidas antes que a soldagem híbrida laser-arco possa ser adotada largamente na indústria e fazer presente seus vários benefícios para a produtividade das juntas soldadas para peças espessas.

1.1 Objetivos

Este trabalho objetiva a avaliação do processo de soldagem híbrido laser-arco para aplicação na indústria naval, avaliando se as propriedades mecânicas de uma junta soldada de chapa de aço naval espessa (17 mm) de classificação ClassNK gr.KD cumprem os requisitos definidos pela sociedade classificadora ClassNK para juntas soldadas, bem como comparar os resultados obtidos com aqueles de outra junta, soldada através de processo GMAW tradicionalmente empregado na indústria naval.

Como objetivos específicos, pode-se citar:

- Avaliar tensão limite de resistência à tração bem como alongamento e redução de área sob tração através de ensaios de tração uniaxial conforme norma ASTM E8M-22;
- Avaliar dureza através de ensaio de microdureza conforme norma ASTM E92-23;
- Avaliar resistência ao impacto através de ensaios de impacto Charpy conforme norma ASTM E23-23;
- Avaliar e caracterizar a microestrutura e zona termicamente afetada de chapa espessa soldada por processo HLAW através de microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV);
- Medir distorção angular resultante ao longo da junta soldada por processo HLAW;
- Verificar se os resultados obtidos através dos ensaios cumprem os requisitos definidos pela sociedade classificadora ClassNK;

1.2 Organização do presente trabalho

Além deste capítulo introdutório, esta dissertação é composta por mais 4 capítulos, descritos a seguir.

- No Capítulo 2 é apresentada uma revisão da literatura com relação aos processos de soldagem na indústria naval, a soldagem híbrida laser-arco, tipos e efeitos de distorções das juntas na construção naval;
- O Capítulo 3 exhibe a metodologia adotada para a execução deste trabalho;
- No Capítulo 4 são exibidos os resultados obtidos a partir das abordagens tratadas no Capítulo 3;

- No Capítulo 5 são apresentadas as conclusões extraídas do presente trabalho e apontadas sugestões para trabalhos futuros.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

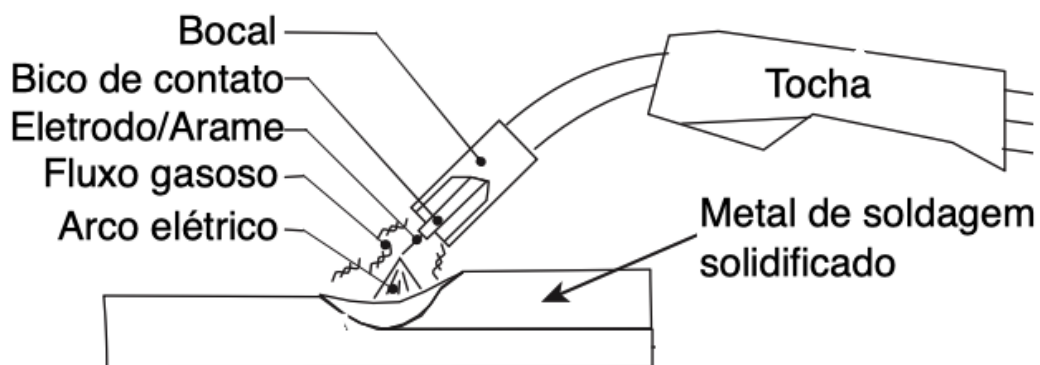
2.1 Processos de soldagem

Soldagem é um processo de união de peças, geralmente metálicas, que surgiu a partir do desenvolvimento de tecnologias para gerar, manter e manipular arcos elétricos. Em 1881, Auguste de Meritens foi o primeiro a usar o calor de um arco elétrico para unir placas de chumbo para baterias de armazenamento. N. G. Slavianoff e Charles Coffin desenvolveram independentemente técnicas que substituíam o filamento de carbono por um eletrodo metálico, reduzindo assim a introdução de carbono no metal base, o que causava fragilização, bem como introduzindo metal de adição para preencher a junta soldada (OLSEN, 2009).

2.1.1 Soldagem por arco elétrico com gás de proteção

O avanço da tecnologia ao longo do século XX culminou no desenvolvimento do processo de soldagem por arco elétrico com gás de proteção, do inglês *Gas Metal Arc Welding*, ou GMAW. Este processo faz uso de um eletrodo metálico consumível, em formato de arame sólido ou tubular, cuja composição varia de acordo com o metal base a ser soldado, e um gás inerte, geralmente argônio, soprado a partir de um bocal concêntrico com o eletrodo para proteger a poça de fusão de contaminação atmosférica. O arco elétrico causa fusão do metal de base, e o material do eletrodo é adicionado à poça de fusão, preenchendo o espaço entre as duas peças (LIU; HU, 2022).

Figura 1 – Ilustração de processo GMAW.



Fonte: Olsen (2009)

Dentre as vantagens do processo GMAW, pode-se citar o baixo custo relativo do equipamento quando comparado com soldagem laser, facilidade de treinamento do operador, alta taxa de deposição de material, configurabilidade dos parâmetros da máquina para aumentar ou reduzir o aporte térmico e consequentemente permitir a operação em diferentes posições, bem como ser aplicável a uma grande variedade de metais (LIU; HU, 2022).

Como desvantagens, tem-se a geração de respingos de solda devido à parâmetros mal-ajustados, falta de fusão em aplicações que requerem baixo aporte térmico, poder de penetração limitado e a geração de grandes distorções quando faz-se necessário o uso de alta taxa de deposição. Além disso, na maioria das vezes, são necessários múltiplos passes durante o processo de soldagem, reduzindo a produtividade do processo (LIU; HU, 2022).

2.1.2 Soldagem Laser

O potencial uso de lasers para o processamento e união de materiais foi reconhecido basicamente desde o início do desenvolvimento, visto que oferece uma forma de entregar energia (na forma de fótons) de forma precisa e localizada, que é então convertida em calor absorvido diretamente pelo material. Com uma potência alta o suficiente, o material pode ser fundido localmente, permitindo assim a soldagem das peças. Inicialmente, dadas as limitações de potência disponíveis, a soldagem laser foi focada em componentes eletrônicos pequenos. A partir do final da década de 80, a disponibilidade de lasers de maior potência gerou interesse em outras aplicações, inclusive na união de plásticos e polímeros. Como o laser promove diretamente a fusão do metal de base, não há adição de material na junta (OLSEN, 2009).

Entre as principais vantagens da soldagem laser estão o alto poder de penetração, permitindo que peças de grande espessura sejam unidas em um único passe; a nula ou drasticamente reduzida necessidade de consumíveis de solda; e o baixo aporte térmico, reduzindo distorções após a soldagem (SUN *et al.*, 2014; TAN *et al.*, 2013).

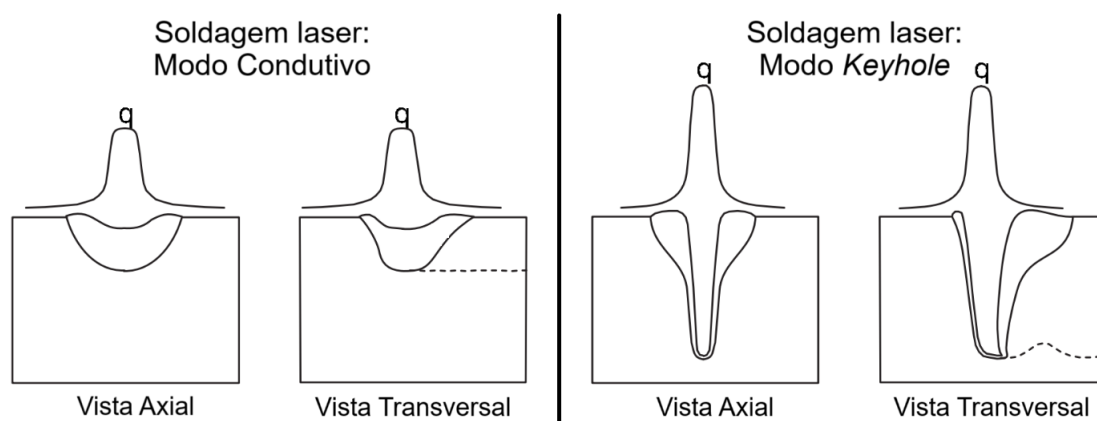
Já como desvantagens pode-se citar o alto custo de investimento necessário; maior cuidado com o espaçamento entre peças, que precisa ser muito reduzido (consequentemente reduzindo as tolerâncias dimensionais); e maiores riscos de trincas devido a alta taxa de resfriamento após a solda (LI *et al.*, 2023).

2.1.3 Modos de aporte térmico durante soldagem laser

O processo de soldagem laser pode ser classificado de duas formas de acordo com a forma que o calor é entregue à amostra. A primeira forma, denominada "condutiva", consiste em aquecer as peças a serem soldadas de forma a causar a fusão do material, mas limitando a evaporação do mesmo, limitando a quantidade de calor que é efetivamente depositado (OLSEN, 2009).

O segundo tipo ocorre quando o calor depositado através do laser é suficiente para evaporar o metal e gerar gás ionizado e plasma, que tende a expandir contra a poça de fusão formando uma cavidade denominada *keyhole*, que dá o nome ao processo. A formação desta cavidade aumenta muito o poder de penetração quando comparada à soldagem por condução, e permite que a união de peças espessas seja realizada em único passe, desde que o laser seja potente o suficiente (OLSEN, 2009). A figura 2 demonstra os dois modos de soldagem.

Figura 2 – Modos de aporte térmico para soldagem laser.



Fonte: Olsen (2009)

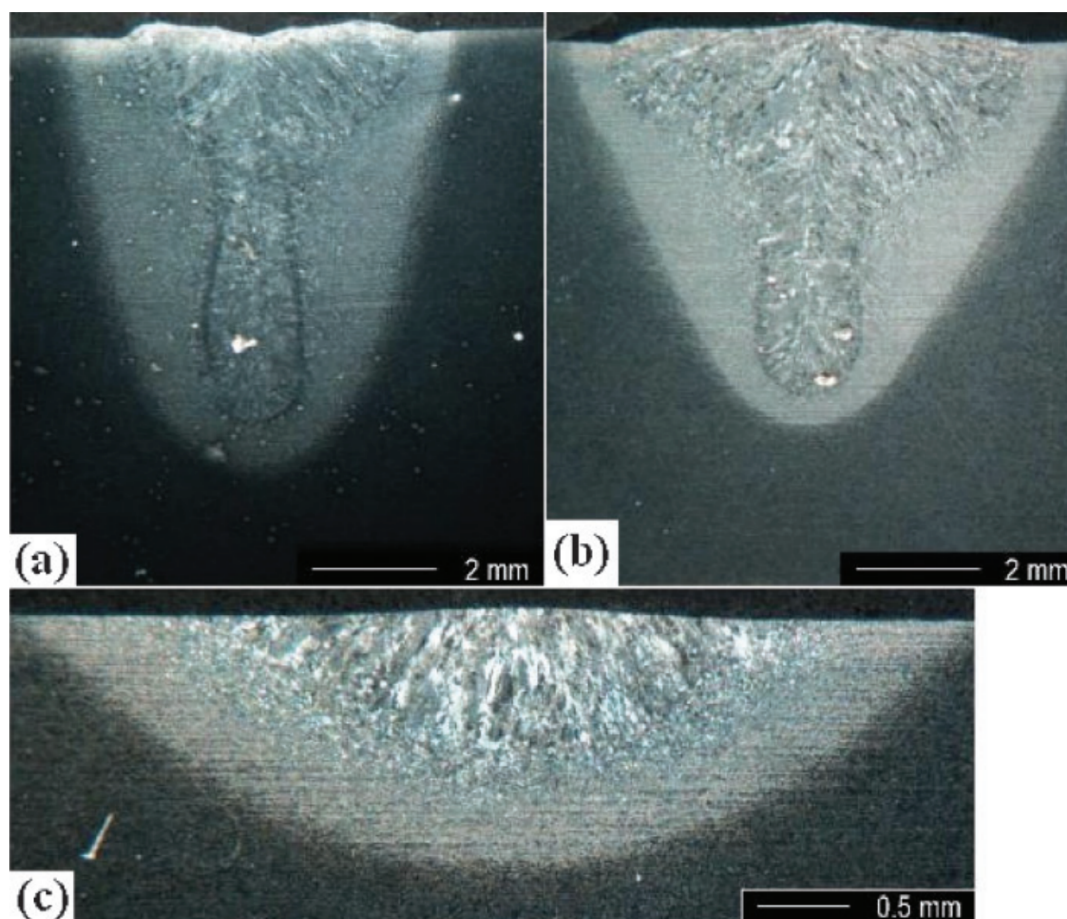
2.1.4 Soldagem Híbrida laser-arco

O processo híbrido laser-arco é uma combinação dos processos de soldagem por arco elétrico e laser, aplicando as fontes de calor de ambas em paralelo na mesma poça de fusão, atingindo assim alta produtividade, e reduzindo as deficiências inerentes ao processo laser, a exemplo de sua necessidade de controle dimensional muito preciso (ATABAKI *et al.*, 2014).

A poça de fusão resultante da combinação apresenta assim maior largura quando comparada com a solda laser, permitindo que o espaçamento entre as peças seja maior, bem como maior profundidade de penetração quando comparada com a soldagem por arco elétrico. Os ganhos de produtividade oferecidos por esse processo tornam-se,

então, claros, permitindo realizar a união de peças espessas em um único passe, bem como reduzir o aporte térmico e consequentemente as distorções e tensões residuais no metal (ASCARI *et al.*, 2012; CASALINO *et al.*, 2010; RIBIC; DEBROY, 2009).

Figura 3 – Seção transversal de juntas soldadas por processos Laser (a), HLAW (b) e GMAW (c).



Fonte: Ribic e DebRoy (2009)

A figura 3 apresenta as seções transversais para juntas realizadas através dos métodos (a) Laser, (b) Híbrido e (c) arco elétrico, enquanto a figura 4 ilustra o processo HLAW.

A tabela 1, elaborada a partir das informações presentes em Olsen (2009), ilustra as principais vantagens do processo HLAW, unindo as melhores características de ambos os processos GMAW e soldagem laser.

Embora o processo de soldagem híbrida arco-laser já é bem estabelecido para união de peças de aço com espessuras de até 10 mm (BACHMANN *et al.*, 2016; CAO *et al.*, 2011), sua adoção para a união de peças de aço de grande espessura ainda não aconteceu da forma esperada, sobretudo devido a fatores como maior complexidade

Figura 4 – Ilustração de processo HLAW.

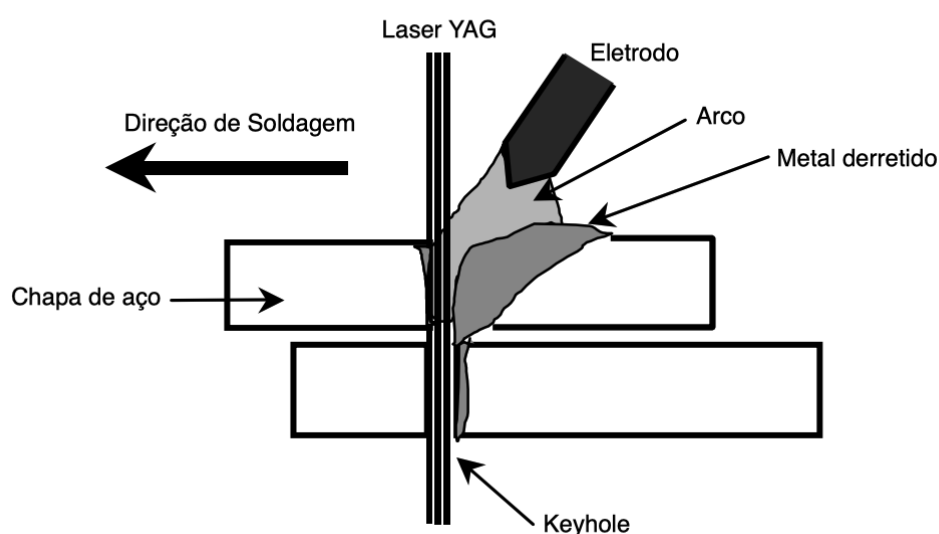
Fonte: Moriaki *et al.* (2002)

Tabela 1 – Tabela Comparativa dos processos de soldagem

-	GMAW	LASER	HLAW
Produtividade	Média	Alta	Alta
Custo de equipamento	Baixo	Alto	Alto
Aporte Térmico	Alto	Baixo	Baixo
Poder de penetração	Baixo	Muito alto	Alto
Adição de material	Grande	Muito pequena	Pequena

Fonte: Olsen (2009)

do processo, exigindo controle de um maior número de parâmetros, maior habilidade exigida dos operadores quando comparado com a soldagem tradicional por arco elétrico, a falta de total compreensão sobre o procedimento em si, assim como suas interações (CASALINO *et al.*, 2010).

Apesar disso, algumas características do processo híbrido laser-arco tornam-no especialmente interessante para união deste tipo de peças, onde o maior poder de penetração traz ganhos significativos de produtividade, permitindo que juntas sejam preparadas em único passe, não mais em múltiplos (LI *et al.*, 2023). Dessa forma, existem linhas de pesquisa avaliando a possibilidade de adoção deste processo, incluindo a união de peças de 16 mm de espessura de aço estrutural 10CrNiMnMoV (SHENGHAI *et al.*, 2013), aplicação em união de peças de grande espessura na construção de navios mercantes (GOTOH *et al.*, 2019b), incluindo na união de membros estruturais primários (GOTOH *et al.*, 2019a), assim como a expansão da técnica para as posições

vertical e horizontal (UEMURA *et al.*, 2022).

Gotoh *et al.* (2016) traz uma visão geral sobre um projeto de aplicação de soldagem híbrida laser-arco à indústria de construção naval japonesa, avaliando vários fatores como resistência à fadiga, dureza, porosidade e trincas de solda, etc. Neste estudo, foi possível confirmar a possibilidade de realizar juntas soldadas em único passe, com penetração total, sem descontinuidades de solda e com boas propriedades mecânicas, inclusive quanto a resistência à fadiga. Apesar disso, determinou-se que alguns aspectos merecem estudo posterior, sobretudo quanto a espessura máxima das peças, o efeito da não-remoção do *primer* (camada de tinta anticorrosiva) antes da solda e ao uso de peças cortadas através de plasma ou oxi-corte, ao invés de corte laser ou mecânico.

2.2 Parâmetros de soldagem híbrida laser-arco

Por se tratar de um procedimento combinado, existe uma grande quantidade de parâmetros a controlar no processo de soldagem híbrido laser-arco (ACHERJEE, 2018). A seleção destes parâmetros é de grande importância para garantir um processo sem grandes descontinuidades na solda, bem como obter boas propriedades mecânicas e microestrutura (CAO *et al.*, 2011), e não se limita apenas à selecionar os parâmetros ideais para cada processo individualmente, visto que existem interações entre o laser e o arco elétrico (ACHERJEE, 2018).

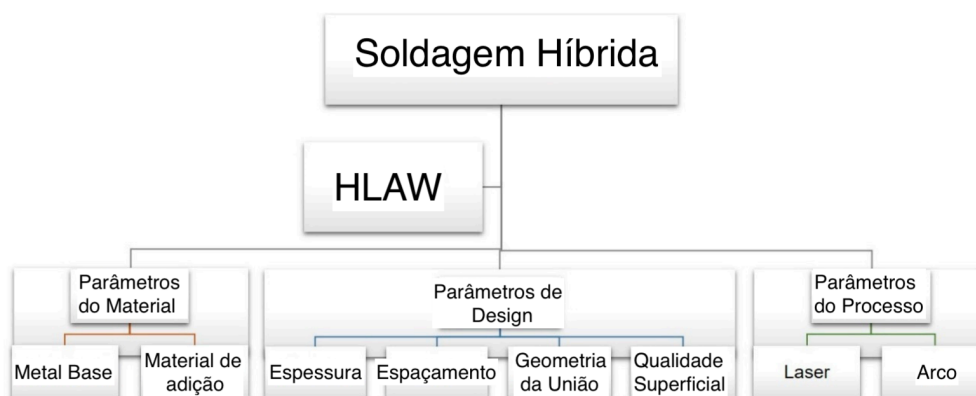
Os parâmetros podem ser divididos entre parâmetros do material (composição e propriedades do metal base e do metal de adição), parâmetros de projeto (espessura, espaçamento entre peças, geometria e qualidade da superfície do chanfro) e parâmetros propriamente do processo (laser e arco) (CHURIAQUE *et al.*, 2019). A figura 5 ilustra essa relação.

2.2.1 Potência do Laser

O laser é responsável pela formação do efeito *keyhole* durante a soldagem, o que garante o alto poder de penetração, sendo assim considerado o laser como a principal fonte de calor do processo híbrido (GAO; HU, 2006; ZHANG *et al.*, 2015; KIM; PARK, 2012). O poder de penetração é, consequentemente, diretamente proporcional à potência do laser aplicada (BIDI *et al.*, 2017; KATAYAMA *et al.*, 2010).

Li *et al.* (2023) sugere que para potências de laser de até 20 kW, pode-se considerar penetração de 1,0 mm por kW, enquanto para potências superiores a 20 kW, considera-se penetração de 0,5 mm a cada kW para o processo de soldagem laser. Tan *et al.*

Figura 5 – Parâmetros de soldagem.



Fonte: Churiaque *et al.* (2019)

(2013) indica que a presença do arco elétrico em conjunto com o laser na mesma poça de fusão aumenta a absorção de calor do laser pelas peças a serem unidas, aumentando o poder de penetração.

Uchino e Gotoh (2020) realizou soldagem de chapa de 15 mm de espessura através de processo híbrido com 10 kW de potência do laser e 20 mm de espessura com 14 kW de potência do laser. Gao *et al.* (2012) observou que o poder de penetração para união de peças de liga de magnésio AZ31 aumenta em 3 mm por kW de potência do laser, comparado com 0,5 mm por kW de potência do arco elétrico.

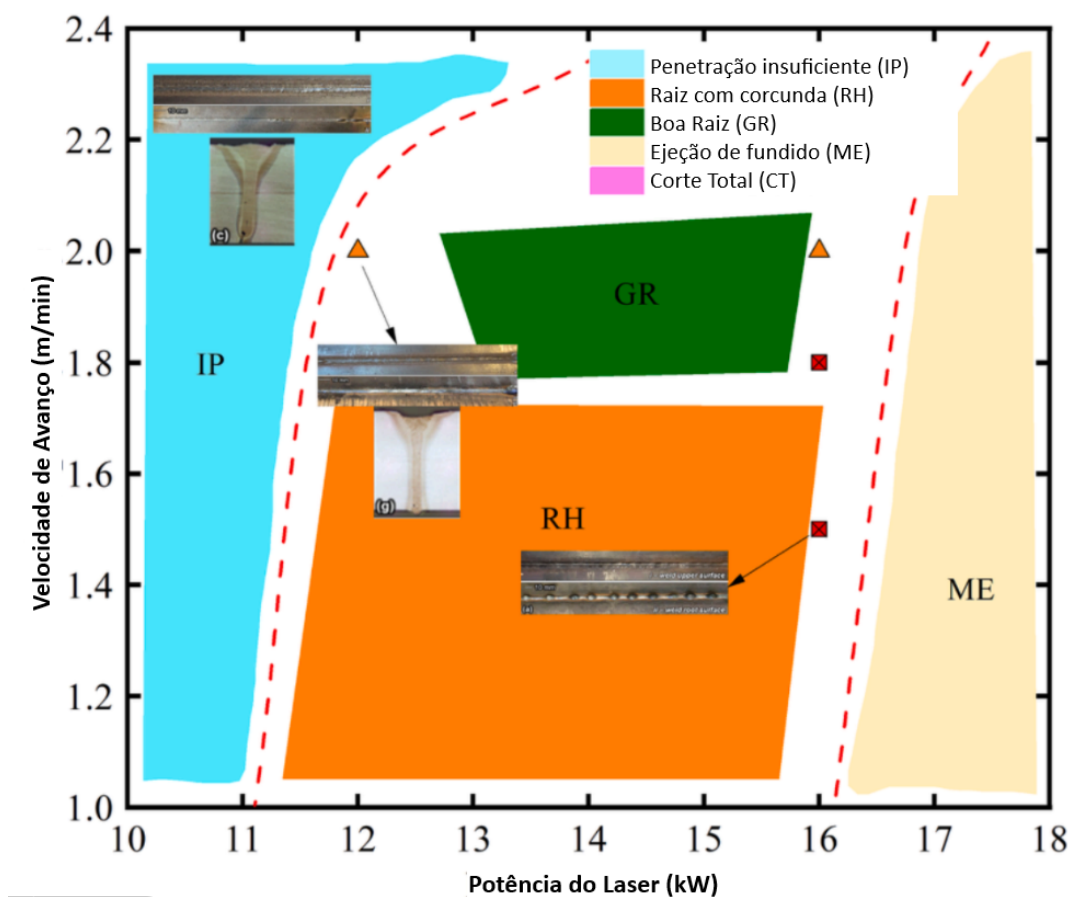
2.2.2 Velocidade de avanço

A velocidade de avanço influencia diretamente a produtividade do processo de soldagem, além de ter relação inversa com a largura e profundidade da poça de fusão, e consequentemente com a qualidade da junta soldada resultante (Le Guen *et al.*, 2011; SHENGHAI *et al.*, 2013). Caso uma velocidade de avanço mais alta seja desejada, esta deve ser compensada através de maiores potência do laser e taxa de deposição do metal de adição (BIDI *et al.*, 2011). Além disso, a velocidade de avanço é um importante fator para a estabilidade do *keyhole* (NILSSON *et al.*, 2003).

Uma velocidade de avanço excessivamente baixa causa problemas como excesso de penetração, onde laser perfura todo o material, descaracterizando o processo de soldagem, além de causar decomposição parcial do metal na região, a depender dos elementos de liga, enquanto uma velocidade de avanço excessivamente alta causa falta de penetração e fusão ineficiente, resultando em porosidade e falta de preenchimento (KIM; PARK, 2012).

Li *et al.* (2023) explora a relação entre potência do laser e velocidade de soldagem para o processo híbrido laser-arco, identificando que existe intervalo que equilibra estes parâmetros e resulta em uma junta de boa qualidade, minimizando discontinuidades. Essa janela está ilustrada na figura 6, considerando como metal base aço carbono comum com 15 mm de espessura.

Figura 6 – Intervalo de Parâmetros de Soldagem.



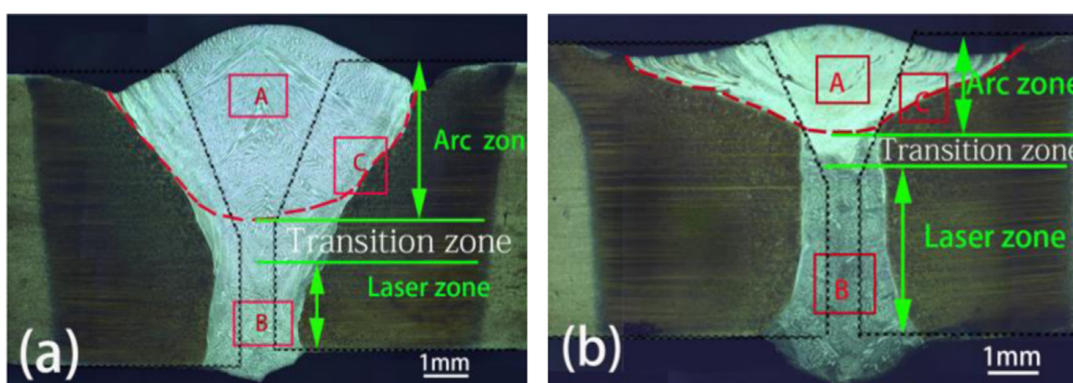
Fonte: Li *et al.* (2023)

2.2.3 Posição Relativa entre Laser e Eletrodo

A posição relativa entre o laser e o eletrodo do arco elétrico é um dos parâmetros mais importantes a se definir no processo de soldagem híbrida. Quando o laser é posicionado à frente do arco, obtém-se maior poder de penetração e maior largura da região do arco, redução de discontinuidades como falta de preenchimento e porosidade, bem como uma menor taxa de resfriamento e maior estabilidade do processo (CAO *et al.*, 2011; BUNAZIV *et al.*, 2016). Entretanto, ao posicionar o laser atrás do arco, obtém-se uma microestrutura mais homogênea, com melhores propriedades mecânicas (LIU *et al.*, 2016), apesar de aumentar o risco de colapso do *keyhole* e do surgimento de porosidade (BUNAZIV *et al.*, 2018).

O processo com o laser à frente do arco resulta em microestrutura heterogênea composta de martensita em ripas e austenita na poça de fusão, enquanto o processo com o arco à frente apresenta microestrutura praticamente homogênea de martensita em ripas (LIU *et al.*, 2016). A figura 7 demonstra a diferença entre as duas opções de posicionamento, sendo (a) uma junta onde o arco é posicionado à frente do laser, e (b) uma junta onde o laser fica à frente do arco.

Figura 7 – Macrografia para soldagem HLAW com arco à frente do laser (a) e laser à frente do arco.



Fonte: Liu *et al.* (2016)

2.2.4 Posição do ponto focal do Laser

A posição focal do laser durante a soldagem híbrida é modificada quando comparada com a soldagem laser autógena devido ao formato diferente da poça de fusão, que tem maior volume e maior curvatura na superfície, causando diferenças no comportamento de refração do feixe laser (GU *et al.*, 2013; HYATT *et al.*, 2001; SATHIYA *et al.*, 2013).

A posição ideal para o foco do laser de -4 mm foi encontrada durante a soldagem de placa de aço carbono comum através de processo híbrido, comparada com uma posição de foco de -2 mm para processo laser autógeno (KUTSUNA; CHEN, 2003).

Posicionar o ponto focal do laser abaixo da superfície da peça resulta em maior profundidade de penetração (RAYES *et al.*, 2004; GU *et al.*, 2013).

2.2.5 Composição do Gás de Proteção

Gás de proteção é frequentemente usado na soldagem por arco elétrico, e consequentemente também na soldagem híbrida laser-arco, e atua criando uma atmosfera protetora para a poça de fusão durante o processo. Os principais gases usados são hélio, argônio, monóxido e dióxido de carbono e nitrogênio, bem como misturas destes, sendo argônio e dióxido de carbono os mais utilizados comercialmente (ALAM *et al.*, 2010; PAN *et al.*, 2016; YAN *et al.*, 2014), e a composição selecionada depende também

do material, fonte do laser e parâmetros de soldagem (Le Guen *et al.*, 2011; ISHIDE *et al.*, 2003; LIU *et al.*, 2012; ZHANG *et al.*, 2014).

Apesar do uso de CO₂ como gás de proteção ser mais desejável devido ao seu baixo custo, existe a formação de plasma que causa absorção parcial do feixe laser, o que reduz a intensidade da energia que chega até a poça de fusão e consequentemente reduz o poder de penetração, fator este que pode ser fortemente mitigado através da adição de hélio à composição do gás de proteção (SATHIYA *et al.*, 2013). Essa absorção pode ser reduzida à irrelevância através da adoção de menores comprimentos de onda para o laser, como é o caso do laser Nd:YAG (CHO *et al.*, 2011).

Gás de proteção composto de hélio, argônio e CO₂ trás bons resultados, onde o hélio aumenta o poder de penetração e o argônio aumenta a estabilidade do arco (FELLMAN *et al.*, 2003; LIU; CHEN, 2011). O uso de CO₂ reduz porosidade e custos, mas aumenta a formação de respingos (WAHBA *et al.*, 2015).

Processos de soldagem híbrida laser-arco com composição de gás de proteção de 80% argônio e 20% CO₂ estão estabelecidos no Japão, 83% argônio e 17% CO₂ na Europa, além 100% CO₂ em um estaleiro no Japão, o que permite reduzir o custo do processo (PAN *et al.*, 2016).

2.2.6 Velocidade de alimentação do arame de solda

A velocidade de alimentação do arame de solda é um parâmetro crítico para o processo de soldagem híbrido, evitando problemas como falta ou excesso de metal de adição (UNT *et al.*, 2015; ZHANG *et al.*, 2015).

Para a união de peças com maior espaçamento entre si, como é padrão na indústria de construção naval, torna-se necessária a adoção de maiores velocidades de alimentação, bem como uma maior corrente do arco para aumentar a taxa de deposição e assim efetivamente preencher todo o espaçamento (*gap*) entre as peças (Le Guen *et al.*, 2011; NILSSON *et al.*, 2003).

2.2.7 Espaçamento entre peças

O espaçamento entre peças, é outro fator importante na soldagem. Enquanto a soldagem laser requer espaçamentos muito pequenos, da ordem de 0,2 mm, a soldagem híbrida laser-arco traz como uma de suas vantagens a tolerância a maiores espaçamentos, geralmente até 1 mm (CHURIAQUE *et al.*, 2019; FROSTEVARG; KAPLAN, 2014; ISHIDE *et al.*, 2003; NILSSON *et al.*, 2003), o que é de grande

importância para a união de peças espessas na indústria naval, onde a precisão dimensional não é satisfatória para a soldagem laser.

Abdullah *et al.* (2015) explorou o efeito da adoção de grandes espaçamentos no processo de soldagem arco, da ordem de 20 a 25 mm entre as peças, verificando que a performance à fadiga das peças unidas com gap foi superior àquelas unidas sem, e que não houve diferença na performance entre um gap de 20 e outro de 25 mm.

A adoção de espaçamento entre peças maior que 1 mm no processo híbrido laser-arco requer redução na velocidade de avanço, bem como controle apropriado dos outros parâmetros de soldagem, como voltagem e corrente do arco, velocidade de alimentação de arame, além da possível necessidade de múltiplos passes de solda (ACHERJEE, 2018; NILSSON *et al.*, 2003).

A figura 8 apresenta um resumo de parâmetros experimentais de processos HLAW com espaçamento entre peças variando de 0 a 3 mm.

Figura 8 – Parâmetros Experimentais em processos HLAW.

Material Base	Espessura (mm)	Tipo do Laser	Pot. do Laser (kW)	Velocidade de solda (m/min)	Dist. Laser Arco (mm)	Espaçamento (mm)
RS E36	20, 45	Yb Fibre	16	-	-	-
API 5L X65	20, 32	Yb Fibre	20	2	-	0.5
RS E36	7	Fibre	15	4.3	-	0.3
S235, S355, RQT701	30	CO ₂	17	0.8	2	0.5
HSLA	45 (two-passes & cut-wire)	Yb Fibre	15	0.8–1.2	3.5–4.5	0.3–3.0
AH36	20	CO ₂	17	0.5	2	0.5
Offshore steel YS > 420 MPa	20	Fibre	15	8.3	-	0–1.35

Fonte: Churiaque *et al.* (2019)

2.2.8 Tipo de juntas e preparação superficial

Acherjee (2018) considera a soldagem híbrida laser-arco adequada a realizar os mesmos tipos de juntas que a soldagem tradicional por arco elétrico já executa,

incluindo juntas de topo, em T e de canto. Gotoh *et al.* (2019a) explora a aplicação deste processo de soldagem em juntas de topo e T, a primeira sendo entre chapas de 17 mm de espessura, e a segunda entre chapa e reforço com 21 e 14 mm de espessura, respectivamente, encontrando bons resultados.

Visando atender às tolerâncias apertadas quanto ao espaçamento entre as peças, os lados das peças a serem unidas costumam ser cortadas mecanicamente ou através de laser, enquanto a indústria pesada predominantemente executa os cortes através de plasma. Gotoh *et al.* (2019a) encontrou após experimentos que o corte através de plasma é satisfatório na preparação de peças para soldagem, não requerendo tratamento superficial posterior.

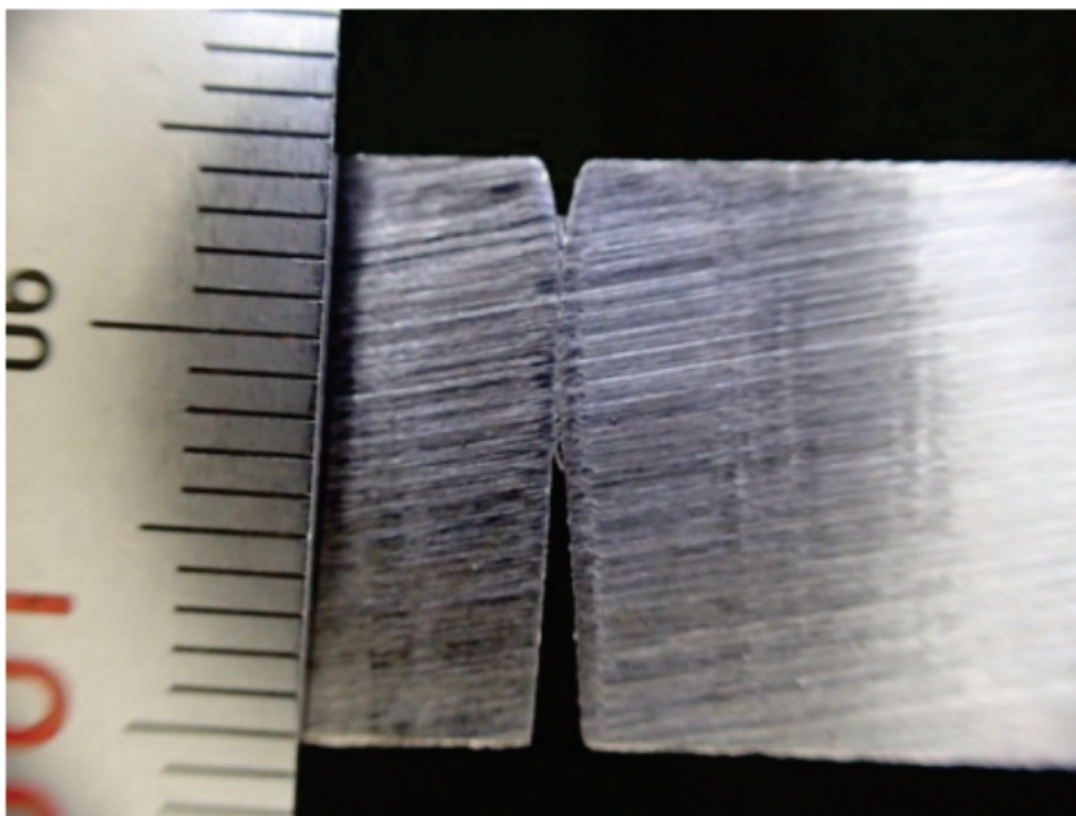
A influência da presença de *primer* comumente aplicado ao aço na indústria antes de processos de corte e soldagem, bem como da presença de filme de oxidação resultante do corte através procedimento oxicorte foram exploradas, confirmando a necessidade de remoção de ambos os contaminantes para reduzir a presença de descontinuidades de solda, especialmente a falta de preenchimento (GOTOH *et al.*, 2019b).

Na soldagem por arco elétrico, comumente usa-se geometria em V ou K nas peças a serem unidas para reduzir descontinuidades como penetração ou fusão insuficiente, ou falta de preenchimento, enquanto na soldagem laser geralmente usa-se geometria quadrada, dado o pequeno diâmetro do feixe (ACHERJEE, 2018). A combinação dos dois processos, com o laser conferindo maior poder de penetração, torna necessária uma diferente geometria para a junta, visando otimizar o processo, geralmente em formato de Y ou V (BENDAOUD *et al.*, 2014; LIU *et al.*, 2016; SHENGHAI *et al.*, 2013; ZHAN *et al.*, 2016).

Uchino e Gotoh (2020) apresenta uma proposta de geometria otimizada para a solda de topo através do processo híbrido laser-arco, denominada "delta", que consiste de um chanfro de pequeno ângulo, ilustrada na figura 9.

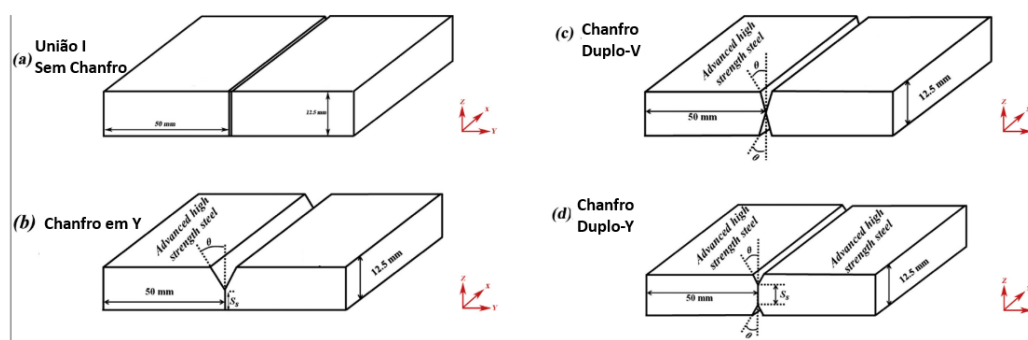
A geometria da junta determina diretamente a quantidade de metal de adição e exerce grande influência sobre a forma e estabilidade da poça de fusão, incluindo na formação de descontinuidades como porosidade e trincas, sendo a geometria "duplo Y" a mais adequada para o processo híbrido laser-arco em peças de grande espessura (ATABAKI *et al.*, 2014).

Figura 9 – Geometria otimizada para solda de topo através de processo HLAW.



Fonte: Uchino e Gotoh (2020)

Figura 10 – Tipos de geometria para juntas de topo.



Fonte: Atabaki *et al.* (2014)

2.3 Descontinuidades de soldagem

Os procedimentos de soldagem adotados na indústria são especificados de forma a reduzir as descontinuidades de solda, particularmente porosidade, falta de preenchimento e falta de fusão, além de respingos de solda. O processo HLAW é particularmente suscetíveis a dois tipos de descontinuidade: excesso convexo na raiz de solda, também conhecido como "*root hump*", bem como trincas de solidificação (LI *et al.*, 2023). Essas descontinuidades podem ser reduzidas através da seleção correta dos parâmetros de solda, especialmente importante devido aos efeitos de interação entre laser e arco.

2.3.1 Distorções

A partir do projeto da estrutura metálica ou navio, tem-se definidas as geometrias das peças e suas uniões. São estudados então os processos de fabricação com o menor custo que ainda sejam capazes de atingir a geometria dentro das tolerâncias definidas no projeto. Assim, denominam-se distorções as imperfeições geométricas resultantes da diferença entre o projeto e as peças fabricadas.

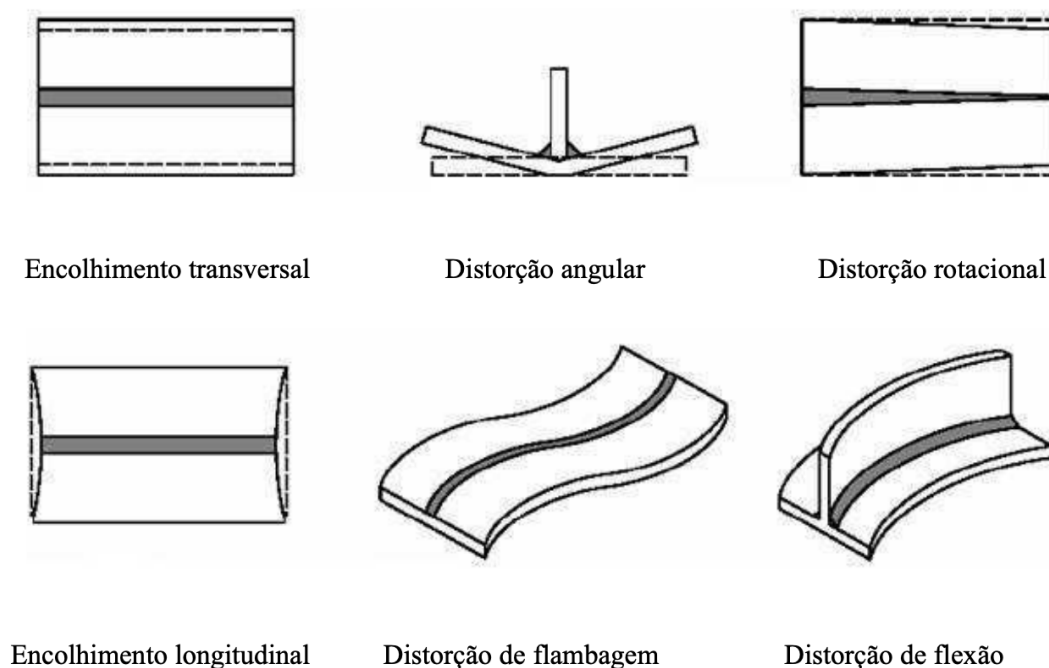
Apesar de sofrer influência de outros fatores como armazenamento e transporte, a principal causa de distorções na fabricação de estruturas metálicas está relacionada diretamente com os processos de soldagem. Especificamente, o aporte térmico sobre as peças, incidente de forma não-uniforme, resulta em uma expansão térmica do material ao redor da região da junta soldada. Além disso, como as peças não são aquecidas por inteiro, com o calor focado diretamente na região de solda, criam-se tensões residuais e deformação plástica nas peças, caracterizando assim as distorções.

Dado o impacto decorrente das distorções na fabricação de estruturas metálicas, cuja correção pode chegar a representar 30% do custo de construção de uma embarcação (MAIJUANSYAH *et al.*, 2019), sua redução é de grande interesse da indústria, visando melhorar o controle dimensional e conseqüentemente reduzir custos com retrabalho, proporcionar maior automação, e reduzir a necessidade de trabalho manual praticamente artesanal, trazendo assim maiores eficiência e produtividade aos processos.

Masubuchi (1980) classifica distorções resultantes da solda em seis tipos, sendo: encolhimento transversal, perpendicular à direção de soldagem; distorção angular, causada por uma distribuição de temperatura não-uniforme ao longo da espessura; distorção rotacional, causada por expansão térmica concentrada em uma região; encolhimento longitudinal, concentrada na região de solda e causada por encolhimento durante o resfriamento; distorção de flambagem, que ocorre principalmente em chapas finas, causada por tensão de compressão térmica; e distorção de flexão, que ocorre em um plano passante pela direção de solda e perpendicular à chapa. Os tipos de distorções de solda estão ilustrados na figura 11.

A redução dos diversos tipos de distorção é atingida a partir de um procedimento de soldagem adequado, e apresenta muitas vezes uma relação de equilíbrio, onde um determinado procedimento reduz um tipo de distorção enquanto aumenta outro. Para a indústria naval, principal foco deste trabalho, os tipos de distorção mais importantes são a angular e a de flambagem, que resultam em maiores dificuldades na união dos

Figura 11 – Tipos de distorções de solda.



Fonte: Masubuchi (1980)

blocos da embarcação (MASUBUCHI, 1980).

2.3.2 Respingos de solda

Os respingos de solda são gerados a partir da ejeção de gotas de metal derretido da poça de fusão, e é um dos principais problemas que o processo híbrido laser-arco aplicado à chapas de grande espessura atualmente enfrenta, especialmente complicado pelas interações entre o arco e o laser (WAHBA *et al.*, 2015). Esses respingos podem causar contaminação da lente do laser e consequente instabilidade do seu feixe, bem como falta de preenchimento por causa da ejeção de material que deveria compor a junta, comprometendo sua qualidade (NAKAMURA *et al.*, 2015).

A ejeção das gotas de metal derretido acontece quando o momento das mesmas é suficientemente alto de forma a vencer a tensão superficial da poça de fusão, e depende de variáveis do processo como potência do laser, velocidade de avanço, posição do ponto focal e inclinação do feixe laser (ZOU *et al.*, 2022).

Dentre as formas de reduzir a formação de respingos de solda, pode-se citar: inclinação do feixe laser para frente (KATAYAMA *et al.*, 2010), posição focal do feixe negativa (LI *et al.*, 2014), uso de gás de proteção composto de 20% CO₂ + 80% Ar (ZHANG *et al.*, 2019). Li *et al.* (2022) verificou que o posicionamento do arco à frente do laser no processo de soldagem híbrida inibiu a formação de respingos de solda

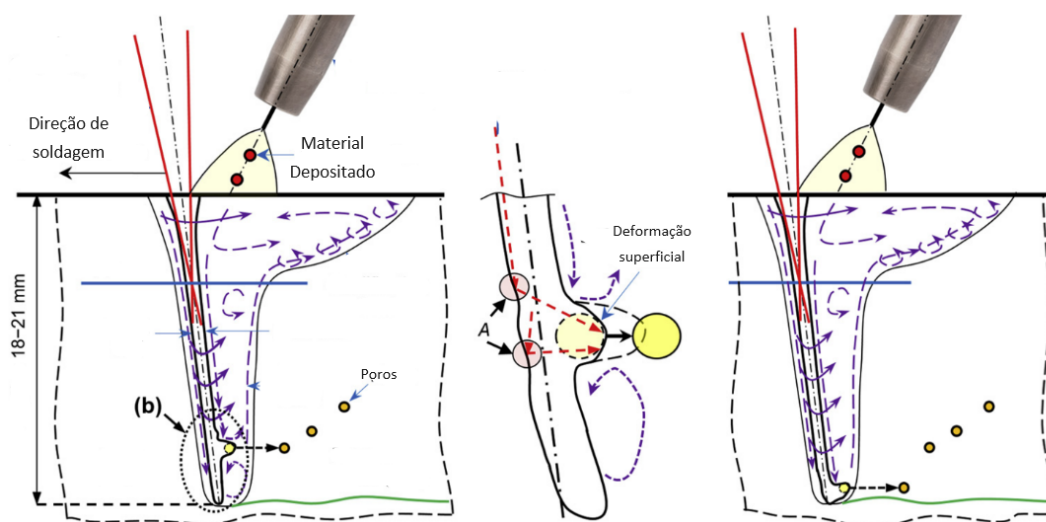
através da redução da coluna de líquido.

2.3.3 Porosidade

Porosidade é um tipo de descontinuidade que afeta tanto os processos tradicionais de soldagem quanto o processo híbrido laser-arco, e pode ser subdividida em dois tipos: induzida por fatores metalúrgicos e induzida pelo *keyhole*. O primeiro tipo geralmente é causado pela presença de elementos com baixo ponto de fusão, incluindo contaminantes (ATABAKI *et al.*, 2015). O segundo tipo é mais significativo para a soldagem híbrida laser-arco, e é relacionado diretamente ao *keyhole*, fenômeno que traz o grande aumento de profundidade de penetração, ou mais especificamente a instabilidade do mesmo (ZHANG *et al.*, 2017). Quando o *keyhole* é instável e colapsa durante o processo de soldagem, bolhas são geradas e, devido à grande distância da superfície da poça de fusão, não são ejetadas antes da solidificação, resultando na porosidade (MATSUNAWA *et al.*, 1998).

Bunaziv *et al.* (2020) determinou dois mecanismos diferentes de formação para a porosidade formada por instabilidade do *keyhole*, sendo o primeiro relacionado com o colapso total do *keyhole* e o segundo relacionado com o colapso parcial da parede traseira do mesmo. Ambos os mecanismos estão ilustrados na figura 12.

Figura 12 – Mecanismos de formação de porosidade relacionada ao *keyhole*.



Fonte: Bunaziv *et al.* (2020)

No processo híbrido laser-arco, a presença do arco elétrico causa um alargamento da região superior da poça de fusão e uma redução na taxa de solidificação, o que facilita a saída das bolhas formadas, consequentemente reduzindo a porosidade quando comparado com o processo de soldagem puramente laser (SHENGHAI *et al.*, 2013).

Um processo com o arco posicionado atrás do laser é benéfico para a redução de porosidade (BUNAZIV *et al.*, 2018) pela maior largura da poça de fusão, como visto na figura 7. Além disso, uso de Nitrogênio como gás de proteção também contribui com a redução da porosidade (SUN *et al.*, 2017).

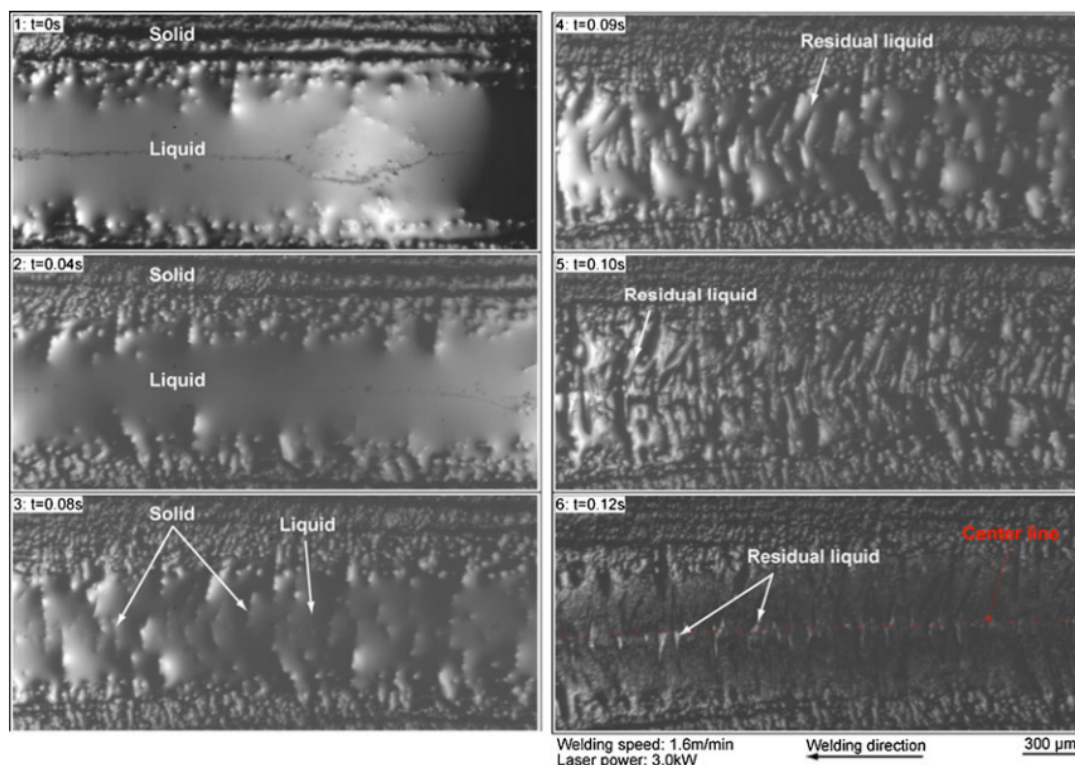
2.3.4 Trincas de solidificação

Devido à grande profundidade e pequena largura da poça de fusão, gerando aportes térmicos muito localizados e gradientes de temperatura muito altos, trincas de solidificação comumente ocorrem em processos de soldagem laser (KAWAHITO *et al.*, 2020). As características de solidificação da microestrutura, bem como a concentração de tensão durante a solidificação são diretamente relacionadas com a formação das trincas (BAKIR *et al.*, 2018).

A formação e concentração nos contornos de grão de filmes líquidos de impurezas de baixo ponto de fusão, como enxofre e fósforo, gera tensões residuais durante a solidificação. Sua quebra devido à contração térmica e as tensões residuais é responsável então pela formação de trincas, como ilustrado na figura 13 (KADOI *et al.*, 2013).

Como a presença de trincas compromete excessivamente as propriedades mecânicas da junta, especialmente a resistência à fadiga, esta deve ser evitada através do uso de arame de solda com alta quantidade de elementos de liga, especialmente níquel e manganês (LI *et al.*, 2023); pré-aquecimento da região a ser unida; e posicionamento do arco após o laser, com o uso de velocidades de avanço mais baixas (AGARWAL *et al.*, 2019; KADOI *et al.*, 2013).

Figura 13 – Formação de trincas de solidificação.



Fonte: Kadoi *et al.* (2013)

2.4 Propriedades mecânicas e microestrutura

A microestrutura resultante após o processo de soldagem tem influência direta sobre as propriedades mecânicas da junta. No processo híbrido laser-arco, essa microestrutura é heterogênea mesmo na própria zona de fusão, onde a região superior, dominada pela influência do arco elétrico, apresenta composição química e fases diferentes da região inferior, dominada pelo laser (LI *et al.*, 2023).

Churiaque *et al.* (2021) verificou que a região dominada pelo laser apresenta maior concentração de martensita do que a região dominada pelo arco, o que é esperado devido à taxa de resfriamento mais alta da região laser. Além disso, verificou também a maior dureza da região dominada pelo laser, causada pela maior concentração de martensita.

2.4.1 Microestruturas das ZF e ZTA e Heterogeneidade

O formato, a grande profundidade e a alta taxa de solidificação da poça de fusão no processo híbrido laser-arco podem resultar em uma microestrutura heterogênea na ZF devido à transferência insuficiente de metal de adição para a raiz da solda (FARROKHI *et al.*, 2019).

Esse fenômeno causa baixa formação de ferrita acicular na microestrutura, essencial para a resistência e tenacidade da junta (BYUN *et al.*, 2003), bem como a formação de fases como bainita e martensita em ripas, que reduzem as propriedades mecânicas da junta (BUNAZIV *et al.*, 2020).

Além disso, diferenças nas taxas de resfriamento, temperatura máxima e composição resultam na presença de diferentes fases nas diferentes regiões da junta. Na região dominada pelo laser, a microestrutura é refinada e composta principalmente por grãos equiaxiais no centro da solda, com grãos colunares ao redor destes; enquanto a região dominada pelo arco é grosseira, apresentando principalmente grãos colunares com grãos equiaxiais no entorno (LI *et al.*, 2023).

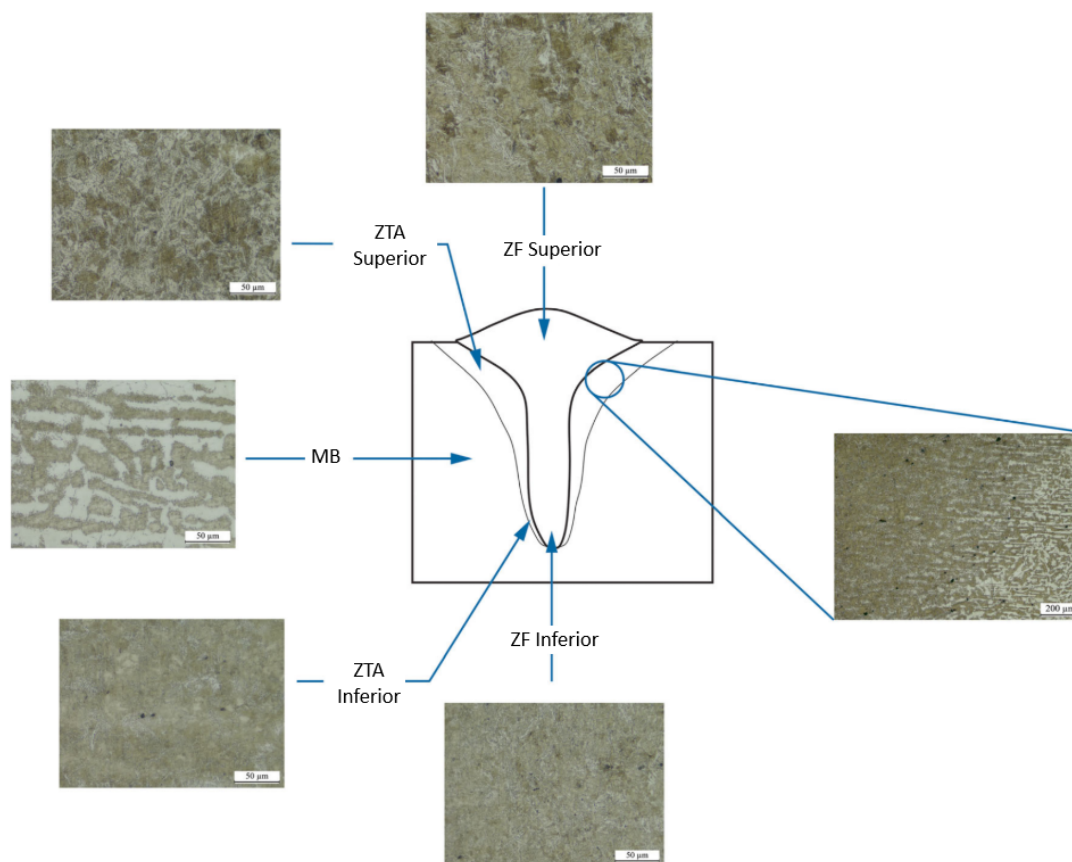
Silva *et al.* (2020) realizou um extenso estudo sobre microestrutura de juntas soldadas a partir dos processos laser e híbrido laser-arco. Para o processo laser-arco, encontrou-se a presença de perlita e ferrita na ZTA superior, enquanto a ZF superior apresentou martensita, ferrita, bainita e perlita refinada. Na ZTA inferior, dominada pela influência do laser, encontra-se presença de estruturas de martensita, bainita e ferrita, similar aquelas encontradas após um processo de têmpera. Na ZF inferior encontra-se basicamente as mesmas fases da ZTA inferior, com maior refino de grão. As microestruturas estão apresentadas na figura 14.

Visto que o metal de adição é tipicamente rico em níquel, a distribuição do mesmo na poça de fusão pode ser verificada através de microscopia eletrônica de varredura através do método EDX. Meng *et al.* (2019), Zhao T. Sugino e Tsukamoto (2009) verificaram a distribuição heterogênea do metal de adição, como pode ser visto na figura 15.

Zhao T. Sugino e Tsukamoto (2009) verificou ainda que essa distribuição é influenciada pela direção do fluxo do fundido, sendo o fluxo no sentido interno benéfico à mesma; pela posição relativa entre o laser e o arco elétrico, sendo a configuração com o arco à frente aquela que apresenta melhores resultados; e também pela concentração de oxigênio no gás de proteção, resultando em uma distribuição praticamente homogênea ao usar-se gás de proteção com 2% de Oxigênio em um processo com o laser à frente do arco.

Suder *et al.* (2021) afirma que é necessário garantir velocidade de alimentação do arame de solda suficiente para fornecer metal de adição para a junta, proporcional à velocidade de avanço do processo e do espaçamento entre as peças. Karhu *et al.* (2019) realizou testes explorando a concentração de metal de adição ao variar o espaçamento

Figura 14 – Microestruturas da ZTA e ZF para o processo híbrido laser-arco.

Fonte: Silva *et al.* (2020)

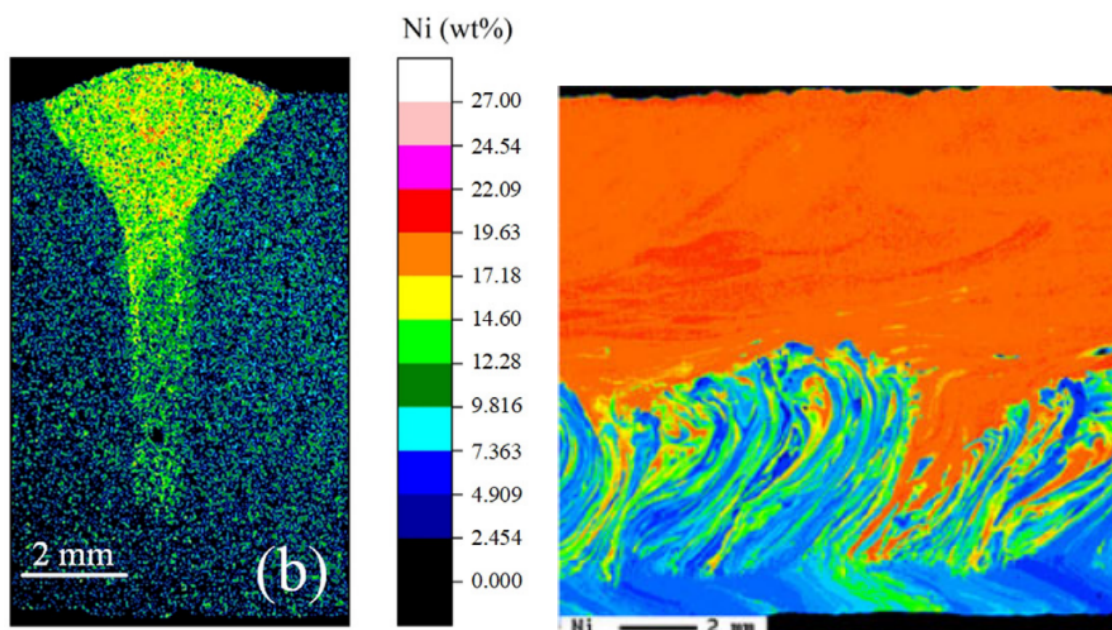
entre as peças e a geometria da junta, verificando que um maior espaçamento, da ordem de 0,8 mm e uma geometria em V proporcionam maior homogeneidade.

2.4.2 Propriedades Mecânicas nas ZF e ZTA

As principais propriedades mecânicas avaliadas nas juntas soldadas são resistência à tração, resistência à fratura e resistência à fadiga. A resistência à fratura por impacto é especialmente importante se tratando de equipamentos projetados para operar em ambientes hostis, indicando diretamente confiabilidade e segurança dos mesmos (LI *et al.*, 2023).

A zona de fusão, com alta concentração de martensita em ripas, apresenta menor tenacidade à fratura quando comparado com o metal base, cuja estrutura é dominada por ferrita (CHEN *et al.*, 2013). O tamanho de grão influencia diretamente a tenacidade, com a relação de Hall-Petch definindo que a raiz quadrada do tamanho de grão é inversamente proporcional à tensão crítica de propagação de trincas para materiais com a mesma microestrutura (PETCH, 1986), o que explica a maior tenacidade encontrada na região da solda dominada pelo laser, que apresenta maior refino dos grãos, se

Figura 15 – Distribuição de níquel em junta soldada a partir de processo HLAW.



Fonte: Meng *et al.* (2019), Zhao T. Sugino e Tsukamoto (2009)

comparada com a região dominada pelo arco (BAO *et al.*, 2021).

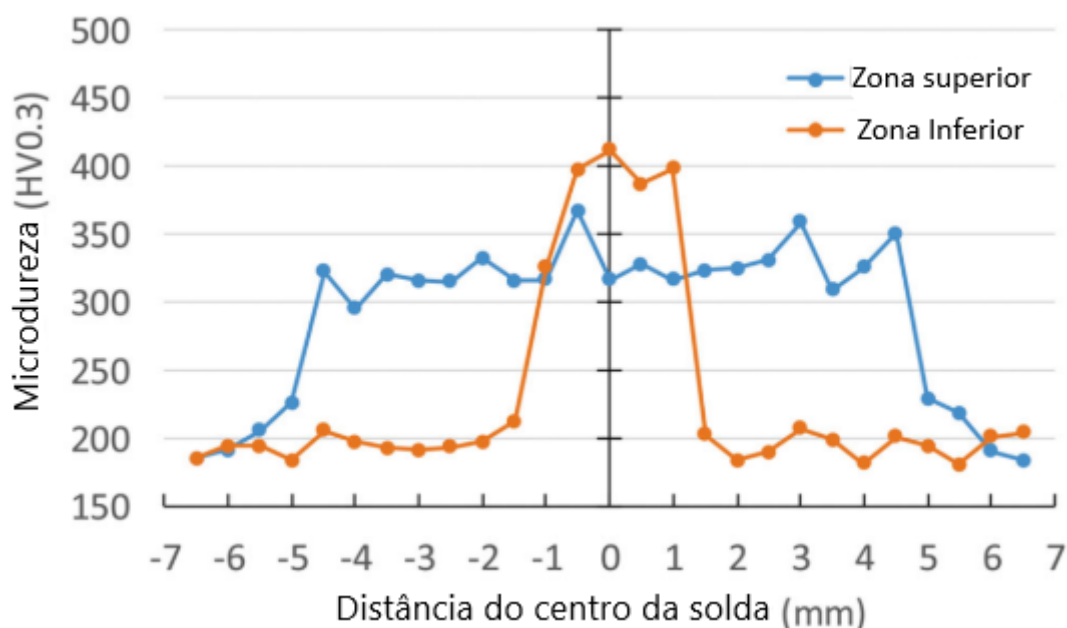
Jorge *et al.* (2021) afirma que ferrita acicular é a principal fase responsável pela tenacidade à fratura, e por isso é a mais desejada. No processo HLAW, entretanto, existe heterogeneidade dessa fase, presente em maior quantidade na região superior, dominada pelo arco, enquanto a região de transição apresenta bainita e a raiz uma mistura de bainita e martensita em ripas (BUNAZIV *et al.*, 2018b).

A tenacidade à fratura pode ser melhorada através da adoção de espaçamento entre as peças, o que aumenta o fluxo de metal de adição para a região inferior da junta e promove a formação de ferrita acicular, promovendo uma microestrutura mais dúctil (BUNAZIV *et al.*, 2018a).

Silva *et al.* (2020) realizou ensaios de microdureza em ambas as regiões da junta, a superior dominada pelo arco e inferior dominada pelo laser, cujos resultados estão demonstrados na figura 16. A região inferior apresenta maior dureza, com um crescimento mais íngreme, resultante do aporte térmico mais localizado e resfriamento mais rápido, enquanto a região superior tem um valor máximo menor, mas afetando uma maior região.

Bao *et al.* (2021) encontrou maior dureza na região de solda comparada com o metal base, bem como perda de resistência em regiões da ZTA de aproximadamente

Figura 16 – Perfis horizontais de microdureza para uma junta HLAW.



Fonte: Silva *et al.* (2020)

7,1% a 11%, pois estas regiões foram aquecidas acima da temperatura de tempera.

Churiaque *et al.* (2021) também executou ensaios de microdureza, dessa vez em uma junta do tipo T, confirmando o comportamento de maior dureza na região dominada pelo laser, e seus resultados estão demonstrados na figura 17. Os resultados encontrados, inclusive, cumpriram os requerimentos de qualidade das sociedades classificadoras *Bureau Veritas*, *Lloyd's Register* e *Det Norske Veritas Germanischer Lloyd*.

Pan *et al.* (2016) estudou os efeitos da composição do gás de proteção (80% Argônio e 20% CO₂, ou 100% CO₂) nas propriedades mecânicas, incluindo ensaios de tração, dureza e impacto. A resistência à tração para ambos os gases foi maior que no metal base, e as quebras ocorreram neste. Os ensaios de impacto Charpy apresentaram maior energia absorvida pelo metal base quando comparado com as juntas soldadas, sendo aquela que usou gás de proteção composto inteiramente de CO₂ a que apresentou piores resultados nos testes, conforme ilustrado na figura 18.

Figura 17 – Perfil de microdureza para junta do tipo T através de processo HLAW.

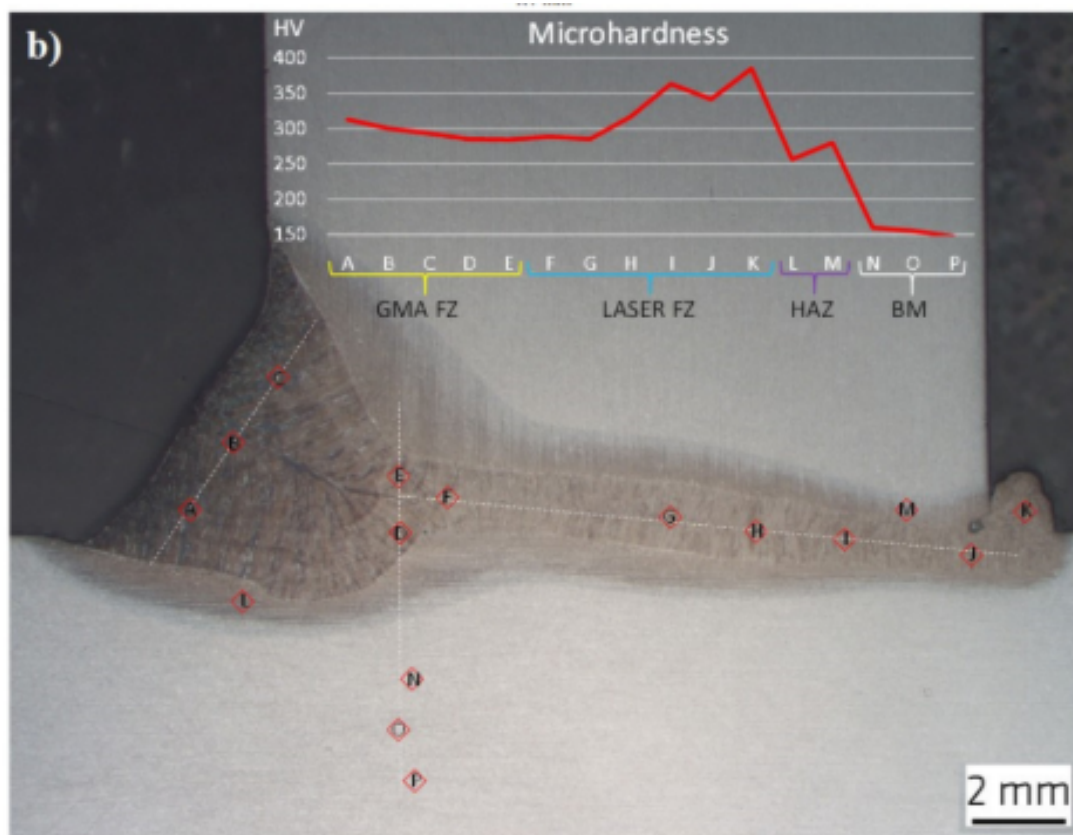
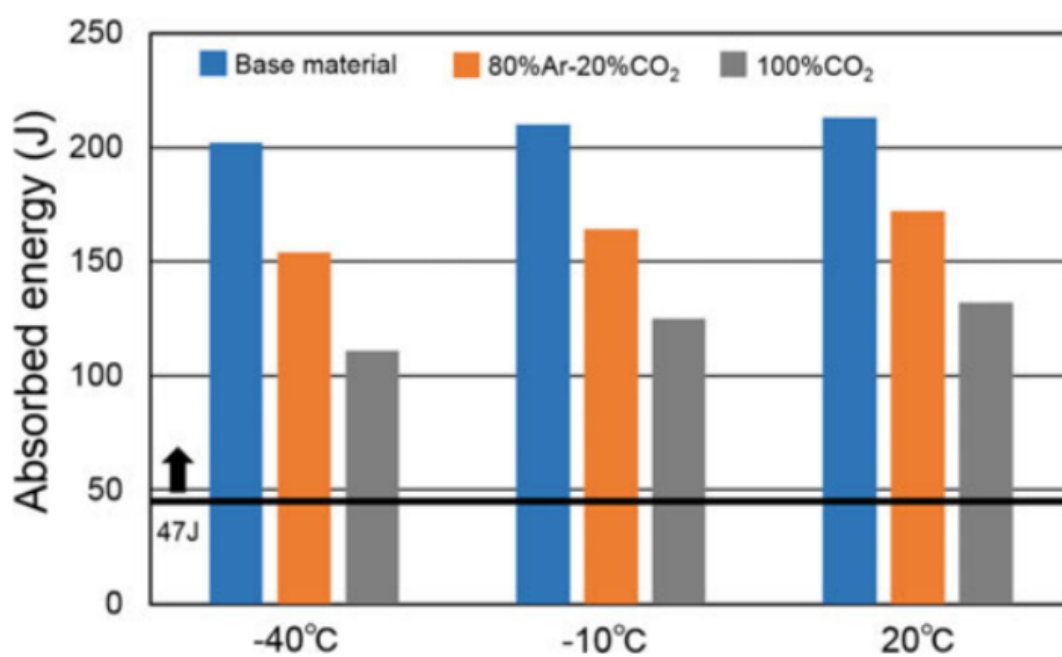
Fonte: Churiaque *et al.* (2021)

Figura 18 – Resultados de ensaio de impacto Charpy do metal base e das juntas soldadas.

Fonte: Pan *et al.* (2016)

2.5 Fator econômico do processo HLAW

Apesar da atratividade do processo híbrido laser-arco para a união de peças de grande espessura, um obstáculo para sua adoção em larga escala na indústria é o alto custo. Enquanto um sistema GMAW custa entre 300,00 e 1.500,00 USD, um sistema laser parte de 10.000,00 USD e pode custar mais de 100.000,00 USD (SHANE, 2024). Sua adoção, portanto, deve ser avaliada caso a caso, onde o volume de produção e a economia de recursos humanos, cujo impacto depende de informações específicas à empresa, justifiquem o investimento.

Reutzel *et al.* (2006) avaliou que adoção do processo HLAW para soldagem de tubos de parede espessa trouxe redução de 93% de homem-hora e consumo de arame de solda 83% menor quando comparado com o processo GMAW aplicado ao mesmo material.

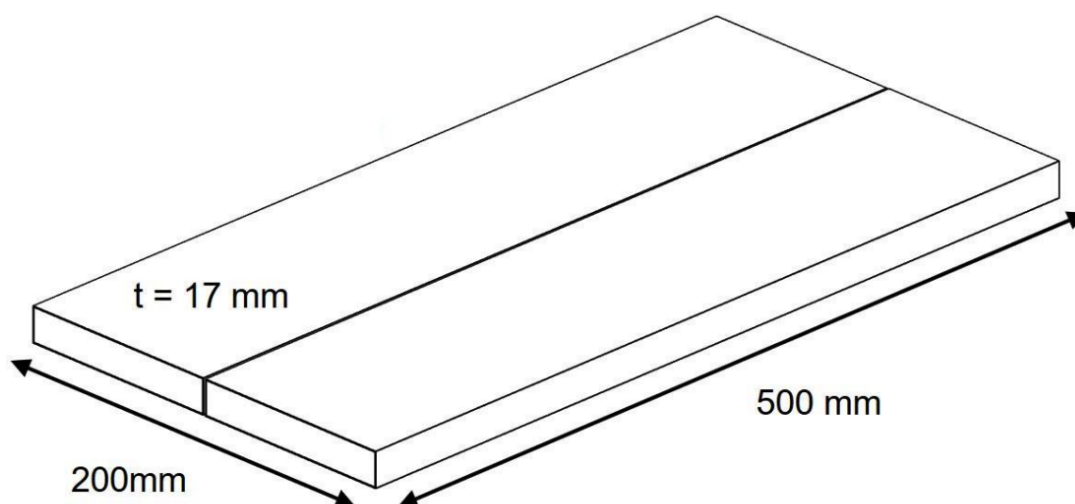
Zhan *et al.* (2016) verificou que o processo HLAW traz redução de 87,5% do tempo de soldagem, 75% de metal de adição e 67% de deformação máxima quando comparado com o processo GMAW aplicado à liga INVAR36.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Junta de topo soldada através de processo HLAW

Uma junta de topo foi soldada através de processo HLAW em laboratório da Universidade de Kyushu, Japão, com dimensões conforme a figura 19, e espaçamento entre as peças de 0,5 mm. O metal base foi o aço ClassNK Gr.KD, cujas composição e propriedades mecânicas estão representadas respectivamente nas tabelas 2 e 3. O aço ASTM equivalente seria o ASTM A131 grau DH36.

Figura 19 – Dimensões da chapa soldada via processo HLAW.



Fonte: Takamori e Takehiro (2020)

Tabela 2 – Composição do aço ClassNK gr.KD

C(%)	Si(%)	Mn(%)	P(%)	S(%)
≤ 0,21	≤ 0,35	≥ 0,65	≤ 0,035	≤ 0,035

Fonte: Takamori e Takehiro (2020)

Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço ClassNK gr.KD

Tensão de escoamento	Tensão de ruptura	Alongamento
≥ 235 MPa	400-520 MPa	≥ 22%

Fonte: Takamori e Takehiro (2020)

As condições de soldagem estão definidas na tabela 4, e o procedimento consistiu de um passe usando apenas o laser para formar a raiz da solda, seguida de um passe de preenchimento híbrido laser-arco. A geometria da junta foi em I, sem chanfro.

Foram usadas máquina de solda arco WB-P500L, da fabricante *DAIHEN*, e laser YLS-20000-S2, da *IPG Photonics*.

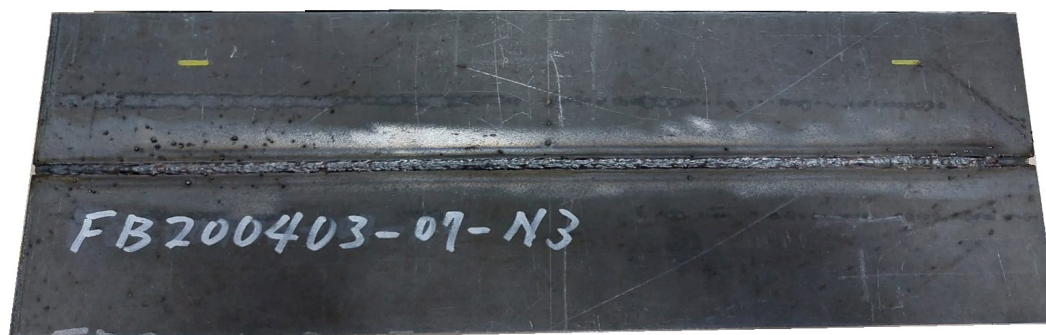
Tabela 4 – Condições de soldagem da chapa por processo HLAW

Corrente do arco elétrico	350 A
Voltagem do arco elétrico	32,0 V
Velocidade de alimentação do arame	8,0 m/min
Potência do laser	12,0 kW
Velocidade de avanço	1.200 mm/min
Distância de foco	5 mm

Fonte: Takamori e Takehiro (2020)

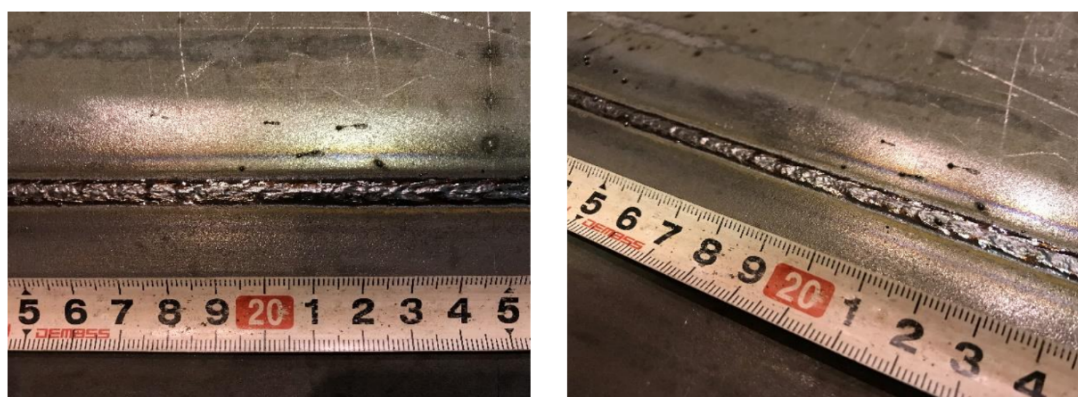
A figura 21 mostra a aparência superior da junta. Exceto pela presença de respingos de solda, nenhum outro tipo de descontinuidade pode ser verificado, como falta de preenchimento. A figura 22 mostra a aparência da raiz da solda, não sendo verificada má-formação dela, com ausência de corcundas, concavidade e falta de penetração.

Figura 20 – Chapa soldada via processo HLAW.



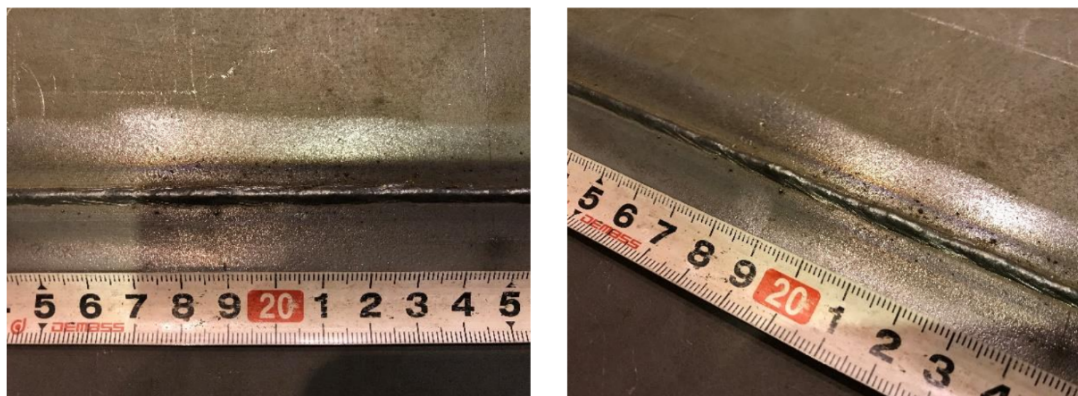
Fonte: O Autor

Figura 21 – Aparência superior da junta HLAW.



Fonte: Takamori e Takehiro (2020)

Figura 22 – Aparência inferior da junta HLAW.



Fonte: Takamori e Takehiro (2020)

3.2 Junta de topo soldada através de processo GMAW

A junta de topo soldada através de processo GMAW foi executada em estaleiro do estado de Pernambuco, com dimensões iguais às aquelas descritas na figura 19, com exceção da espessura t , 16 mm neste caso.

O material base foi o aço ASTM A131 Gr.A, cuja composição e propriedades mecânicas estão descritas, respectivamente, nas tabelas 5 e 6, enquanto as condições de soldagem podem ser vistas na tabela 7. Não estava disponível aço ClassNK Gr.KD, nem chapas com espessura de 17 mm.

Tabela 5 – Composição do metal de base da chapa soldada por processo GMAW

C(%)	Si(%)	Mn(%)	P(%)	S(%)
$\leq 0,21$	$\leq 0,50$	$\geq 0,53$	$\leq 0,035$	$\leq 0,035$

Fonte: ASTM-A131 (2015)

Tabela 6 – Propriedades mecânicas do metal de base da chapa soldada por processo GMAW

Tensão de escoamento	Tensão de ruptura	Alongamento
≥ 235 MPa	400-520 MPa	$\geq 21\%$

Fonte: ASTM-A131 (2015)

Tabela 7 – Condições de soldagem da chapa por processo GMAW

Corrente do arco elétrico	215 A
Voltagem do arco elétrico	31,0 V
Velocidade de alimentação do arame	8,2 m/min

Fonte: O Autor.

O espaçamento entre as peças foi de 7 mm, conforme procedimento de solda do estaleiro, executado em dois passes de formação de raiz, cinco passes de preenchimento e três passes de acabamento. A junta teve um chanfro em V, com ângulo de 25° em cada lado, sendo o ângulo total 50° .

Figura 23 – Chapa soldada via processo GMAW.



Fonte: O Autor

3.3 Medição de distorção angular

Para a medição de distorção angular em ambas as amostras, foram traçadas 4 linhas espaçadas a 30 mm no sentido longitudinal, e 6 linhas espaçadas a 100 mm no sentido transversal, conforme exibido na figura 24. Em seguida, com o auxílio de um barbante, foi medida a altura entre barbante e os pontos de interseção entre as linhas horizontais e verticais através de um paquímetro. A figura 24 demonstra a distribuição das linhas sobre a amostra GMAW

Figura 26 – Preparação dos corpos de prova para ensaios de tração através de serra fita (a) e fresadora CNC (b).



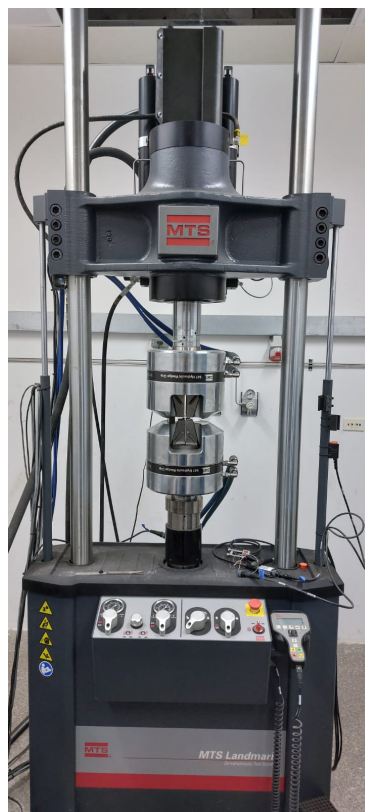
Fonte: O Autor

Os ensaios foram executados através de máquina de ensaios *MTS Landmark Servohydraulic Model 370.25*, com capacidade máxima de carga de 250 kN, em temperatura ambiente de 25 °C. A velocidade do carregamento foi de 2 mm/min.

Cada espécime foi fixado às garras da máquina, tomando cuidado quanto ao alinhamento para evitar excentricidade da carga. Carga e deslocamento foram continuamente gravados durante os ensaios até a fratura. Foram obtidos para cada corpo de prova as tensões de ruptura e escoamento, assim como o alongamento.

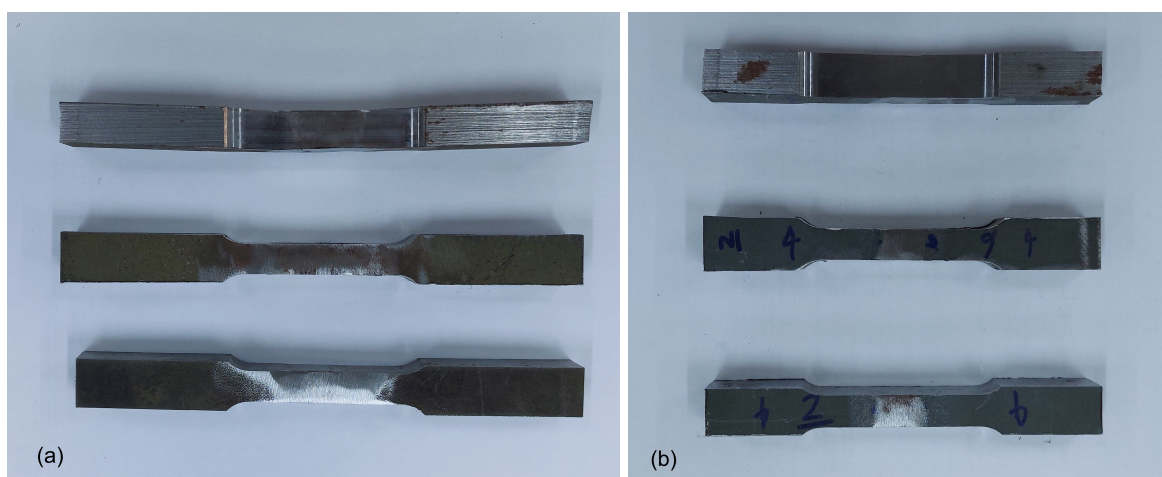
Foram executados 03 ensaios para cada uma das amostras (HLAW e GMAW), sendo 06 ensaios de tração no total. A figura 28 mostra os 06 corpos de prova das amostras GMAW e HLAW, respectivamente. Como foram feitos menos de 04 ensaios em cada amostra, foi considerado o menor valor de cada como resultado, seguindo instruções contidas na ASTM E8M.

Figura 27 – Máquina MTS Landmark Servohydraulic Model 370.25 usada nos ensaios de tração.



Fonte: O Autor

Figura 28 – Corpos de prova para ensaios de tração para as amostras GMAW (a) e HLAW (b).



Fonte: O Autor

3.5 Ensaios de Microdureza Vickers

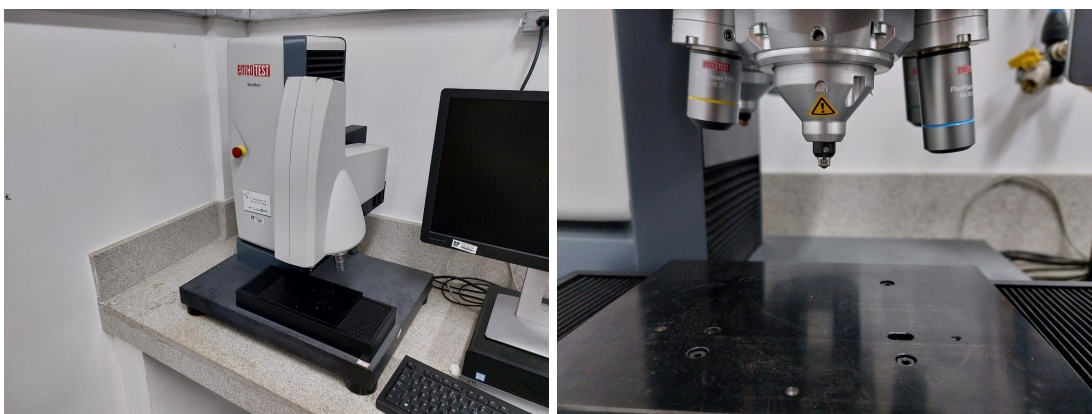
Ensaios de microdureza foram realizados visando avaliar o comportamento da dureza ao longo da junta HLAW, comparando os resultados obtidos com aqueles da junta GMAW. A norma ASTM E92 - *Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials* foi utilizada visando resultados confiáveis e reprodutíveis.

Duas amostras foram cortadas com 35 mm de comprimento, 12,5 mm de largura, e espessura de 17 mm e 16 mm para as amostras HLAW e GMAW, respectivamente. Foram então embutidas em baquelite, para garantir o paralelismo necessário durante a medição e facilitar o processo de lixamento e polimento.

Ambas as amostras foram lixadas com lixas de carbeto de silício com granulações 180, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200 sequencialmente, alternando o sentido em 90° a cada passo. Após o lixamento, foi feito polimento com pasta de diamante, com um acabamento final de 3 μm . Ambos os processos foram executados através de máquina politriz manual Aropol VV, da fabricante Arotec.

Após o polimento a microdureza foi medida através de máquina EMCOTEST DuraScan, equipada com identador piramidal de diamante. A carga usada em ambas as amostras foi de 500 gramas, com um tempo de aplicação de 10 segundos, visando mínima deformação, com espaçamento entre medições de 0,6 mm e 1 mm para as amostras HLAW e GMAW, respectivamente. O menor espaçamento para as amostras HLAW foi estabelecido visando capturar corretamente a variação de dureza ao longo do metal base, zona termicamente afetada e zona de fusão, dado que estas são mais estreitas nesse processo.

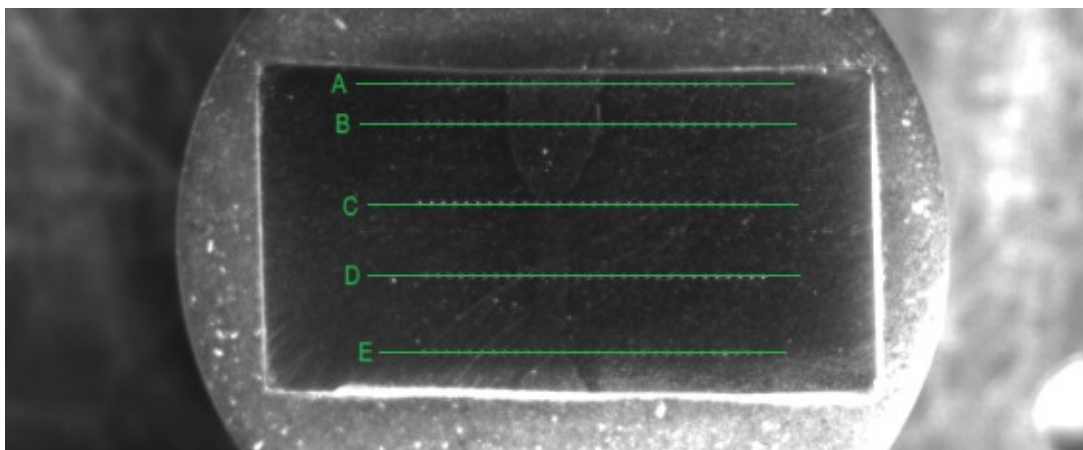
Figura 29 – Máquina EMCOTEST DuraScan usada nos ensaios de Microdureza.



Fonte: O Autor

A microdureza foi medida em cinco linhas horizontais, nomeadas de A a E, para cada amostra, sendo duas linhas (A e B) na região superior, uma no centro (C), e duas na região inferior (D e E), como pode ser visto na figura 30. Esta metodologia foi adotada para capturar a variação da dureza na região superior, dominada pelo arco elétrico, e região inferior, dominada pelo laser, bem como a região de transição central da amostra HLAW.

Figura 30 – Linhas para medição de microdureza na amostra HLAW.



Fonte: O Autor

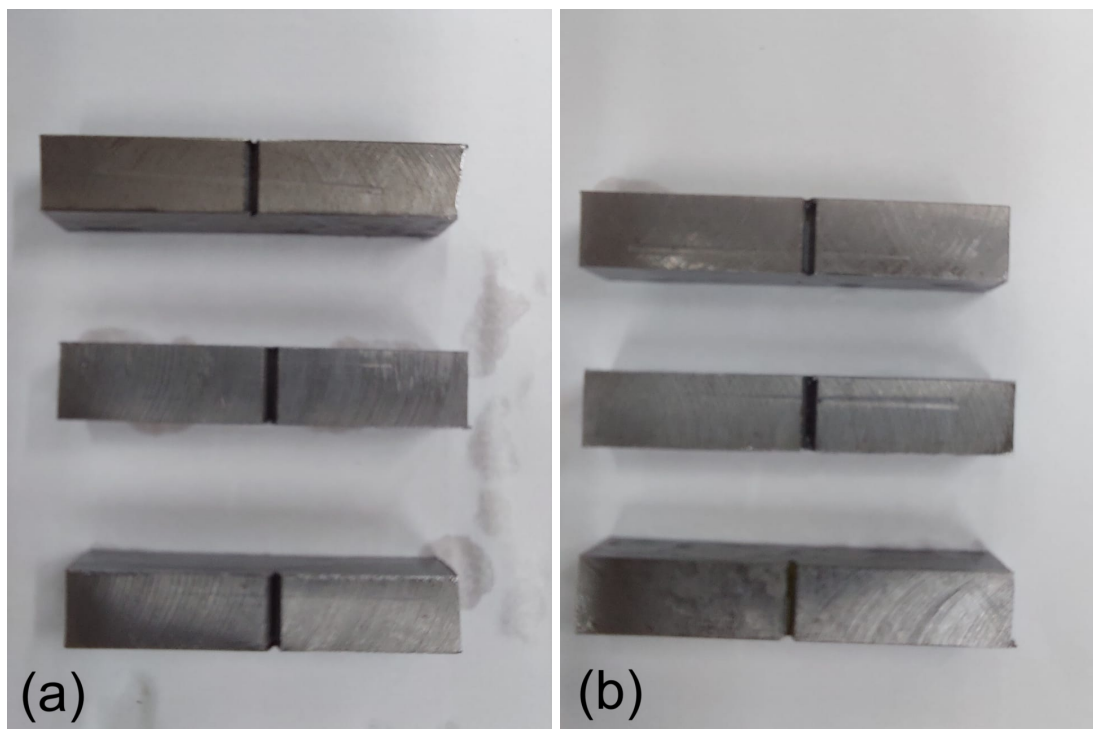
3.6 Ensaio de Impacto Charpy

Visando avaliar a resistência ao impacto das juntas soldadas, foram realizados ensaios de impacto Charpy guiados pela norma ASTM E23 - *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. Os testes foram realizados à temperatura de 0°C, seguindo os requisitos da ClassNK (2024), tanto no metal base quanto nas juntas soldadas visando permitir comparar os resultados e avaliar os efeitos dos diferentes processos na resistência ao impacto. Além disso, visando capturar as diferenças entre as regiões superior e inferior da junta HLAW, foram preparados dois corpos de prova para a zona de fusão desta, um mantendo a região superior, dominada pelo arco, intacta, e outra mantendo a região inferior, dominada pelo laser.

Os corpos de prova foram usinados com 55 mm de comprimento, 10 mm de largura e 10 mm de espessura, e podem ser vistos na figura 31. O entalhe foi feito no sentido da espessura.

Os ensaios foram executados através de pêndulo para ensaios de impacto *JB-W500 Impact Testing Machine*, com energia máxima de 500 J, visto na figura 32. O entalhe, medindo 2,5 mm, foi realizado através de máquina *LY71-UV Impact Specimen Gap Broaching Machine*, e posicionado de forma oposta ao martelo do pêndulo. A cada teste, a energia absorvida foi notada.

Figura 31 – Corpos de prova da amostra HLAW (a) e GMAW (b).



Fonte: O Autor

Para atingir a temperatura do teste, os corpos de prova foram mergulhados em uma solução de álcool 70% e colocados em um freezer. Após atingir a temperatura de -10°C , a solução de álcool com os corpos de prova foi colocada em um isopor, para evitar aumento de temperatura excessivo antes dos testes. Por fim, cada corpo de prova foi retirado do isopor e rapidamente posicionado no pêndulo, sendo o ensaio executado em seguida.

Figura 32 – Pêndulo JB-W500 para ensaios de impacto.



Fonte: O Autor

Figura 33 – Máquina LY71-UV para realização de entalhe em corpos de prova para ensaios de impacto.



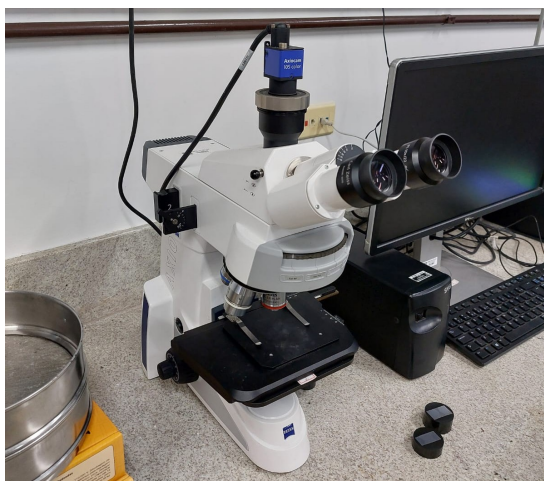
Fonte: O Autor

3.7 Metalografia através de Microscópio Óptico

Após os ensaios de microdureza, os corpos de prova foram novamente lixados e polidos, removendo as indentações e preparando a superfície dos mesmos para a microscopia óptica, com um acabamento final de $3\ \mu m$. Após o polimento, a superfície de ambas as amostras foi atacada com nital 2% durante 35 segundos para revelar a microestrutura.

As microestruturas do metal base, zona termicamente afetada e zona de fusão foram examinadas através de microscópio óptico Zeiss Axio Lab.A1, equipado com câmera AxioCam 105 color para captura de imagens. Aumentos entre 100x e 1000x foram usados para verificar morfologia de grãos, distribuição de fases e potenciais descontinuidades, como porosidade ou inclusões. As características das microestruturas das amostras foram comparadas para avaliar a influência dos processos de soldagem.

Figura 34 – Microscópio óptico Zeiss Axio Lab.A1 usado para captura das imagens.



Fonte: O Autor

3.8 Metalografia através de MEV

Para a avaliação através de MEV/EDS, a amostra HLAW foi lixada e polida de forma equivalente à preparação utilizada para a microscopia óptica, com acabamento superficial de $3\ \mu m$. Após o polimento, foi feito ataque com Nital 2% durante 35 segundos, para revelar a microestrutura.

As microestruturas do metal base, zona termicamente afetada e zona de fusão foram examinadas também através de microscópio eletrônico de varredura (MEV) de bancada HITACHI TM3000, equipado com um detector de elétrons retro espalhados, através de aumentos de 1500x, 2000x e 3000x sob uma tensão de aceleração de 15 kV, verificando morfologia de grãos e distribuição de fases. Além disso, foi utilizado

também método EDS para avaliação de composição química ao longo do metal de solda.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Medição de distorção

As distorções angulares das juntas HLAW e GMAW foram medidas conforme apresentado na metodologia, e suas medidas estão exibidas, respectivamente, nas tabelas 8 e 9. A amostra HLAW apresenta distorção angular média de $0,4^\circ$, representando uma redução de 89,74% diante da amostra GMAW, cuja distorção angular média foi de $3,9^\circ$, confirmando que o processo HLAW tem como uma de suas principais vantagens a redução de distorções.

É difícil afirmar, no entanto, se as distorções são reduzidas o suficiente à irrelevância, visto que fatores como o próprio peso de peças suficientemente grandes, bem como sua movimentação podem também causar esse tipo de descontinuidade. É necessário, portanto, executar testes de fabricação de peças de grande porte para avaliar se a distorção reduzida elimina completamente a necessidade de correções posteriores.

Tabela 8 – Distorção angular a cada ponto para junta HLAW

Ponto	A	B	C	D	E	F
Ângulo	$0,4^\circ$	$0,3^\circ$	$0,2^\circ$	$0,5^\circ$	$0,5^\circ$	$0,4^\circ$

Fonte: O Autor

Tabela 9 – Distorção angular a cada ponto para junta GMAW

Ponto	A	B	C	D	E	F
Ângulo	$3,2^\circ$	$3,9^\circ$	$3,8^\circ$	$3,8^\circ$	$4,5^\circ$	$4,2^\circ$

Fonte: O Autor

4.2 Ensaios de Tração

Ensaios de tração foram realizados seguindo a metodologia descrita no Capítulo 3 visando avaliar as propriedades mecânicas da junta HLAW. Visto que o metal base nesta foi diferente daquele utilizado na junta GMAW, uma comparação quantitativa não pode ser feita, sendo apenas qualitativa. As tabelas 10 e 11 apresentam, respectivamente, as propriedades mecânicas obtidas para as juntas HLAW e GMAW.

A figura 35 exibe os gráficos Tensão X Deformação obtidos a partir dos ensaios de tração, demonstrando comportamento típico para metais dúcteis. A ocorrência de empescoamento foi confirmada, e a redução de área transversal foi medida e inserida nas tabelas 10 e 11.

Tabela 10 – Propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de tração - Amostra HLAW

Teste	Escoamento	Tensão de ruptura	Alongamento	Redução de Área
HLAW 01	278,5 MPa	537,3 MPa	34,5%	61,4%
HLAW 02	273,2 MPa	537,6 MPa	32,6%	65,6%
HLAW 03	272,4 MPa	535,9 MPa	34,8%	67,2%
Média	274,7 MPa	536,9 MPa	34,0%	64,7%

Fonte: O Autor

Tabela 11 – Propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de tração - Amostra GMAW

Teste	Escoamento	Tensão de ruptura	Alongamento	Redução de Área
GMAW 01	291,6 MPa	451,9 MPa	30,2%	58,5%
GMAW 02	301,9 MPa	455,3 MPa	29,6%	54,8%
GMAW 03	328,2 MPa	466,5 MPa	32,2%	51,2%
Média	307,2 MPa	457,9 MPa	30,7%	54,8%

Fonte: O Autor

Todos os ensaios resultaram em ruptura fora da região da solda para ambas as amostras HLAW e GMAW, como pode ser visto nas figuras 36 e 37, respectivamente. Além disso, ambas apresentaram tensões de ruptura e alongamento acima dos limites mínimos para os respectivos materiais, conforme visto nas tabelas 3 e 6. Nos corpos de prova HLAW, a tensão de ruptura foi acima do valor máximo esperado. Como o material base das amostras é diferente, não é possível afirmar qual dos processos apresenta propriedades superiores.

Para os ensaios de tração, o critério de aprovação segundo ClassNK (2024) define que a tração e alongamento resultantes sejam maiores do que aqueles especificados pelo material, que podem ser vistos nas tabelas 3 e 6 para o metal base das juntas HLAW e GMAW, respectivamente. Comparando os resultados obtidos para ambas as amostras, tem-se que ambas cumprem os requisitos de resistência à tração.

É possível notar também na figura 36 que o metal de solda ficou claramente visível nos corpos de prova HLAW após os ensaios de tração, indicando que houve menor redução de área transversal nessa região quando comparado com o metal base. Esse fenômeno não foi tão expressivo nos corpos de prova GMAW, indicando que a resistência mecânica na junta HLAW é mais alta, em concordância com o apontado por Li *et al.* (2023).

As figuras 38 e 39 mostram, respectivamente, as superfícies de fratura para as amostras HLAW e GMAW, em ambos os casos do tipo taça-cone, confirmando o

comportamento dúctil para ambas as amostras.

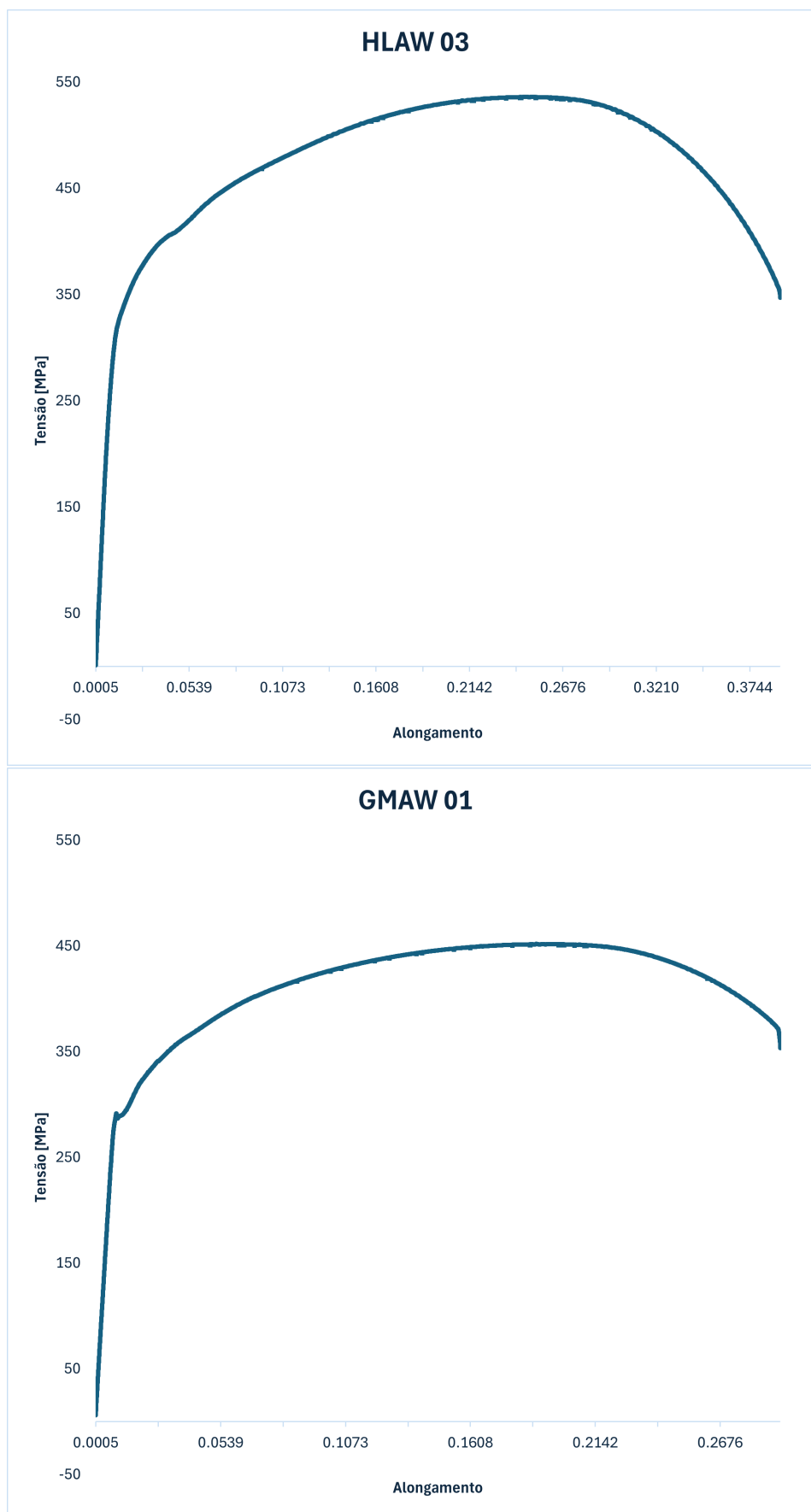
A área sob as curvas vistas na figura 35 foi calculada para obter a energia até a ruptura em cada um dos ensaios, com os resultados exibidos na tabela 12. Como tanto a tensão máxima quanto o alongamento foram superiores nas amostras HLAW, era esperado que a energia total até a ruptura também fosse maior, o que foi confirmado.

Tabela 12 – Energia até a ruptura - Ensaio de tração

Corpo de prova	Energia até a ruptura [MJ/m^3]
HLAW 01	190,45
HLAW 02	175,14
HLAW 03	185,03
GMAW 01	119,87
GMAW 02	116,61
GMAW 03	140,05

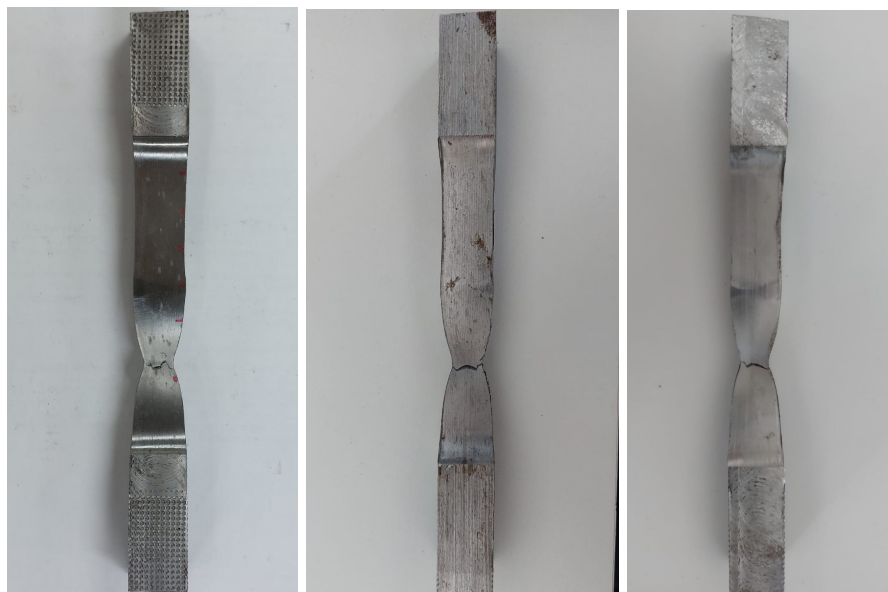
Fonte: O Autor

Figura 35 – Gráficos de Tensão x Deformação obtidos através dos ensaios de tração.



Fonte: O Autor

Figura 36 – Corpos de prova HLAW após ensaios de tração.



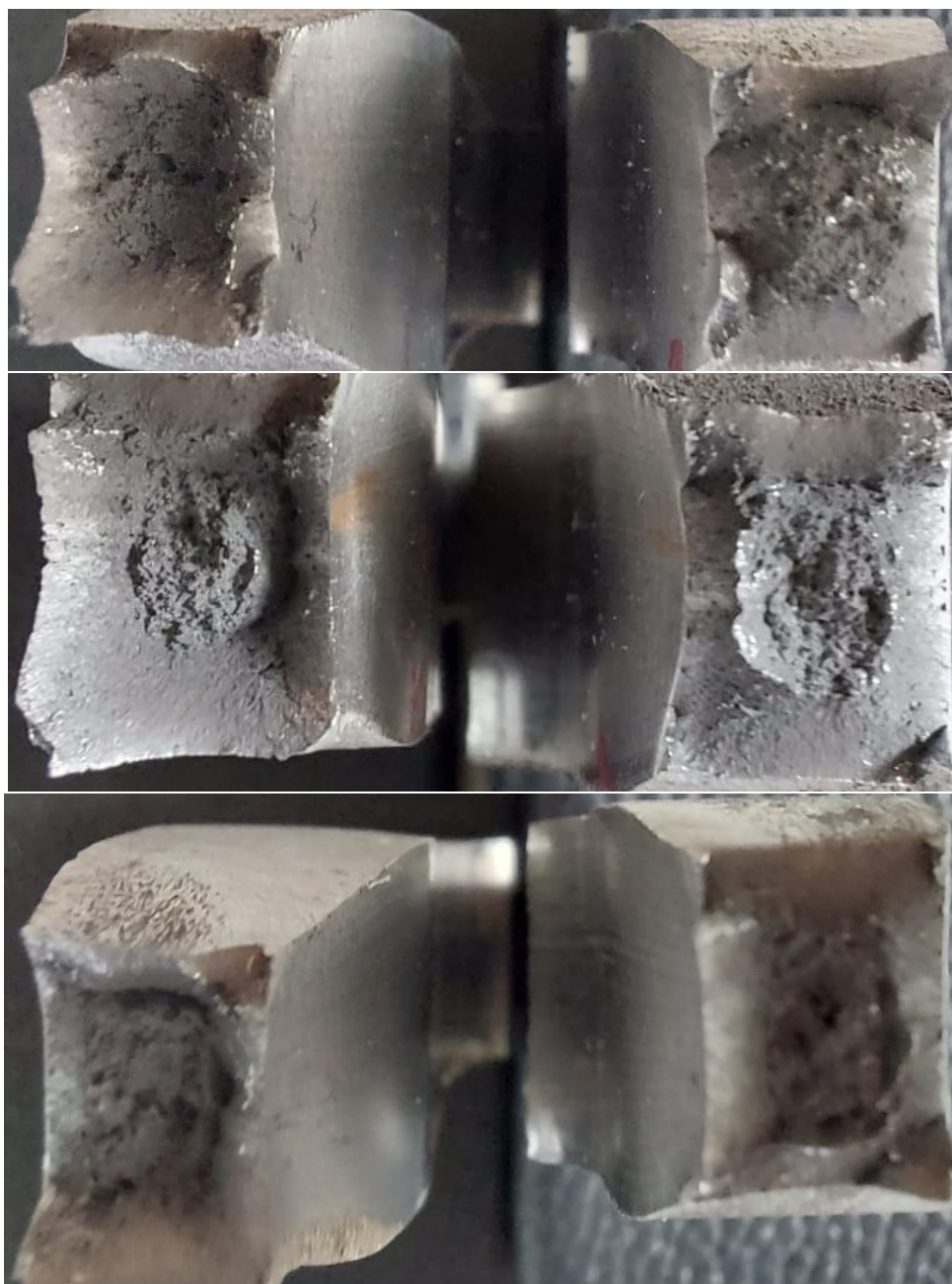
Fonte: O Autor

Figura 37 – Corpos de prova GMAW após ensaios de tração.



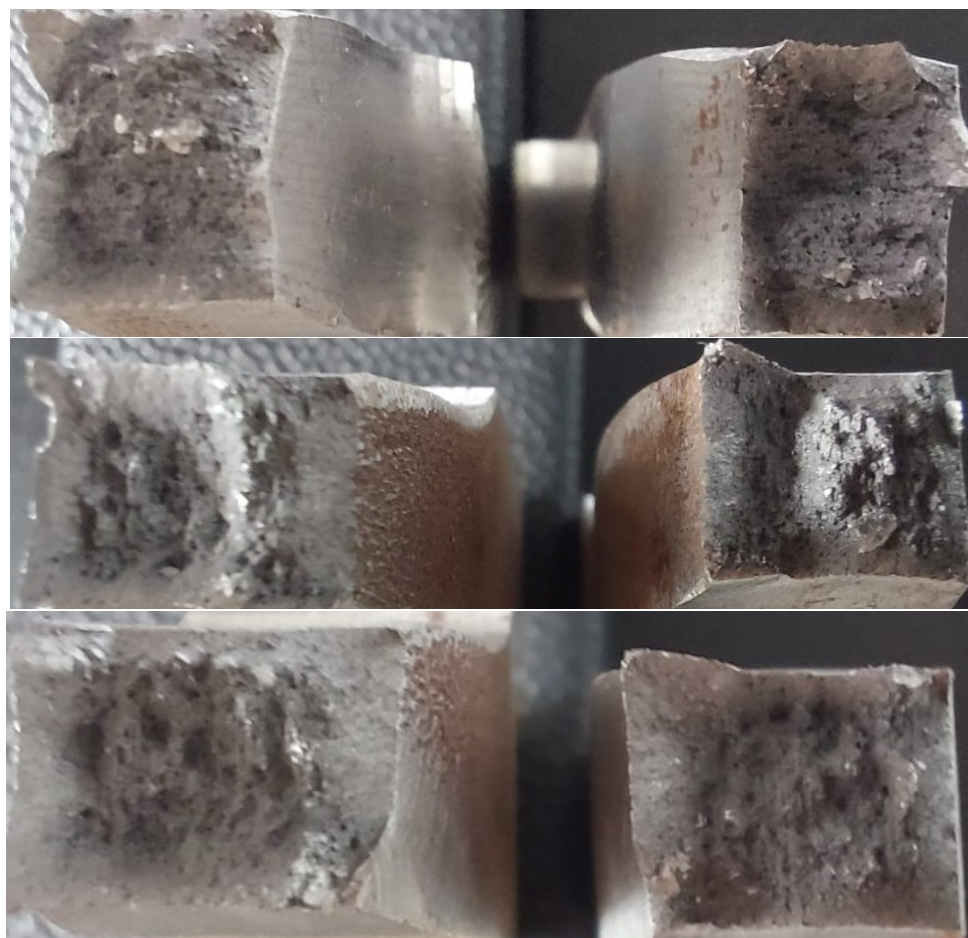
Fonte: O Autor

Figura 38 – Macrografia das fraturas das amostras HLAW após ensaios de tração.



Fonte: O Autor

Figura 39 – Macrografia das fraturas das amostras GMAW após ensaios de tração.



Fonte: O Autor

4.3 Microdureza

A medição da microdureza mostrou comportamentos distintos no perfil de dureza das amostras, como identificado pela literatura (BAO *et al.*, 2021; CHURIAQUE *et al.*, 2021; SILVA *et al.*, 2020). A figura 40 contém as medições de microdureza para a amostra HLAW e GMAW, respectivamente, sendo o eixo Y o valor de dureza Vickers HV0,5 e o eixo X a distância até o centro da zona de fusão.

Foi confirmado que a dureza nas zona de fusão e zona termicamente afetada são maiores que a do metal base em ambas as amostras. Para a amostra HLAW, foi confirmado que a curva de dureza foi mais larga para a região dominada pelo arco, com a região dominada pelo laser apresentando uma curva mais estreita, em concordância com o encontrado por Bao *et al.* (2021). Entretanto, os valores absolutos de dureza na região inferior foram menores que aqueles da região superior, quando o comportamento inverso era esperado. A figura 41 ilustra o comportamento da dureza nas amostras, dividida em curvas representando as regiões superior e inferior.

Uma investigação da microestrutura através de microscopia, que será vista na próxima seção, não apresentou explicação para este fato, dado que maior concentração de martensita está presente, conforme esperado a partir de Silva *et al.* (2020). Uma possível causa seria a concentração do metal de adição, de alta dureza, na região superior da solda, que não foi homogeneamente distribuído para a região inferior, dominada pelo laser, conforme visto por Meng *et al.* (2019) e Zhao T. Sugino e Tsukamoto (2009).

Para a amostra HLAW, o metal base apresentou dureza máxima de 241 HV0,5, as ZTAs superior e inferior de 260 e 267 HV0,5, respectivamente, e as ZFs 321 e 287 HV0,5. Já na amostra GMAW, o metal base apresentou dureza máxima de 193 HV0,5, as ZTAs superior e inferior de 232 e 210 HV0,5 e as ZFs 227 e 235 HV0,5 respectivamente. Nota-se que o processo híbrido laser-arco causou maior aumento de dureza na amostra, mesmo na região dominada pelo arco elétrico, quando comparado com o processo GMAW, indicativo de maiores taxas de resfriamento causando maior refino na microestrutura. A curva de dureza menos íngreme da amostra GMAW aponta justamente maior aporte térmico, resultando em uma poça de fusão e zona termicamente afetada mais largas, quando comparado com a amostra HLAW.

A ClassNK (2024) define que a dureza máxima da junta soldada deve ser inferior à 350 HV, requisito este que foi cumprido por ambas as juntas HLAW e GMAW.

Figura 40 – Gráficos de dureza por linha para as amostras HLAW e GMAW.

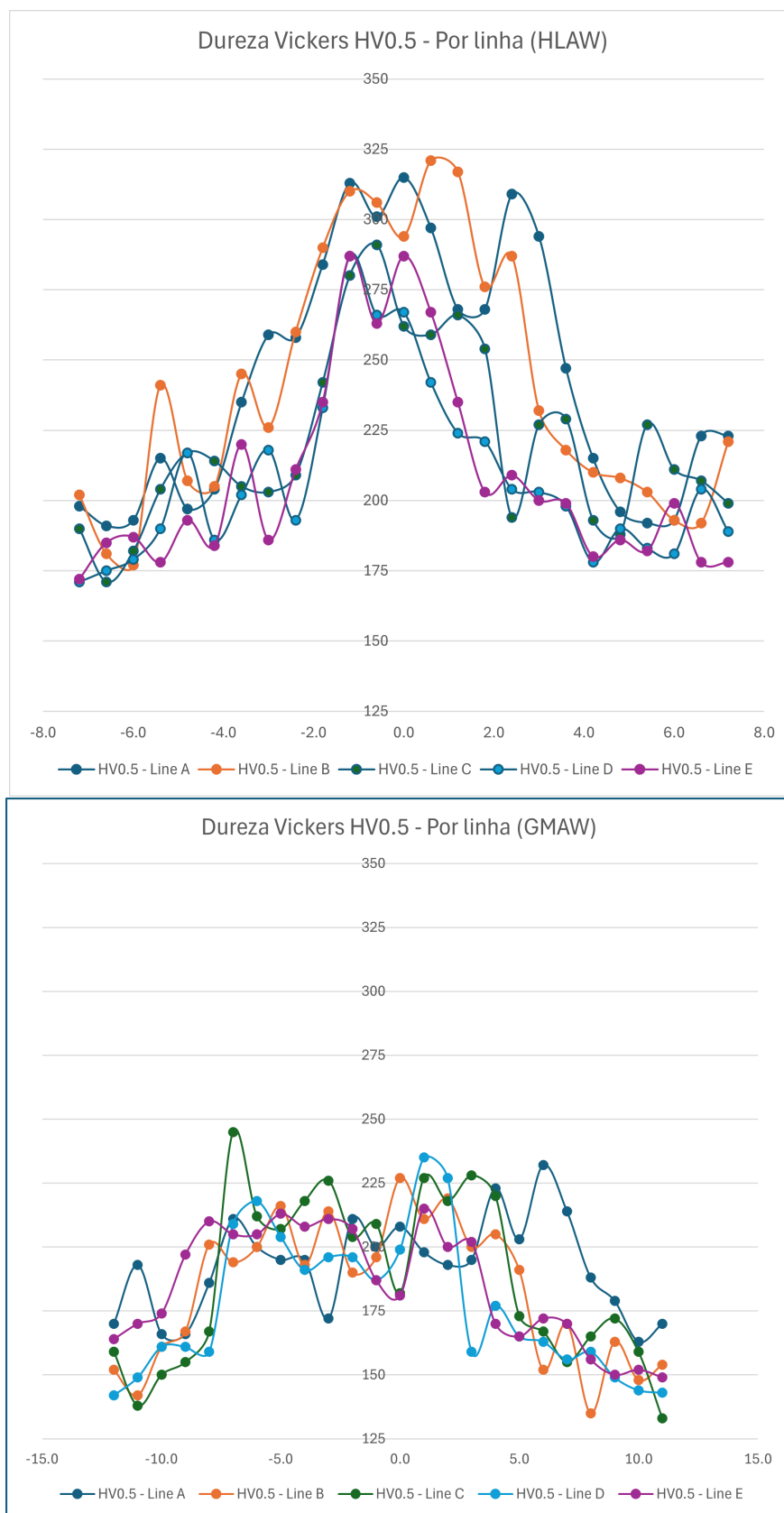
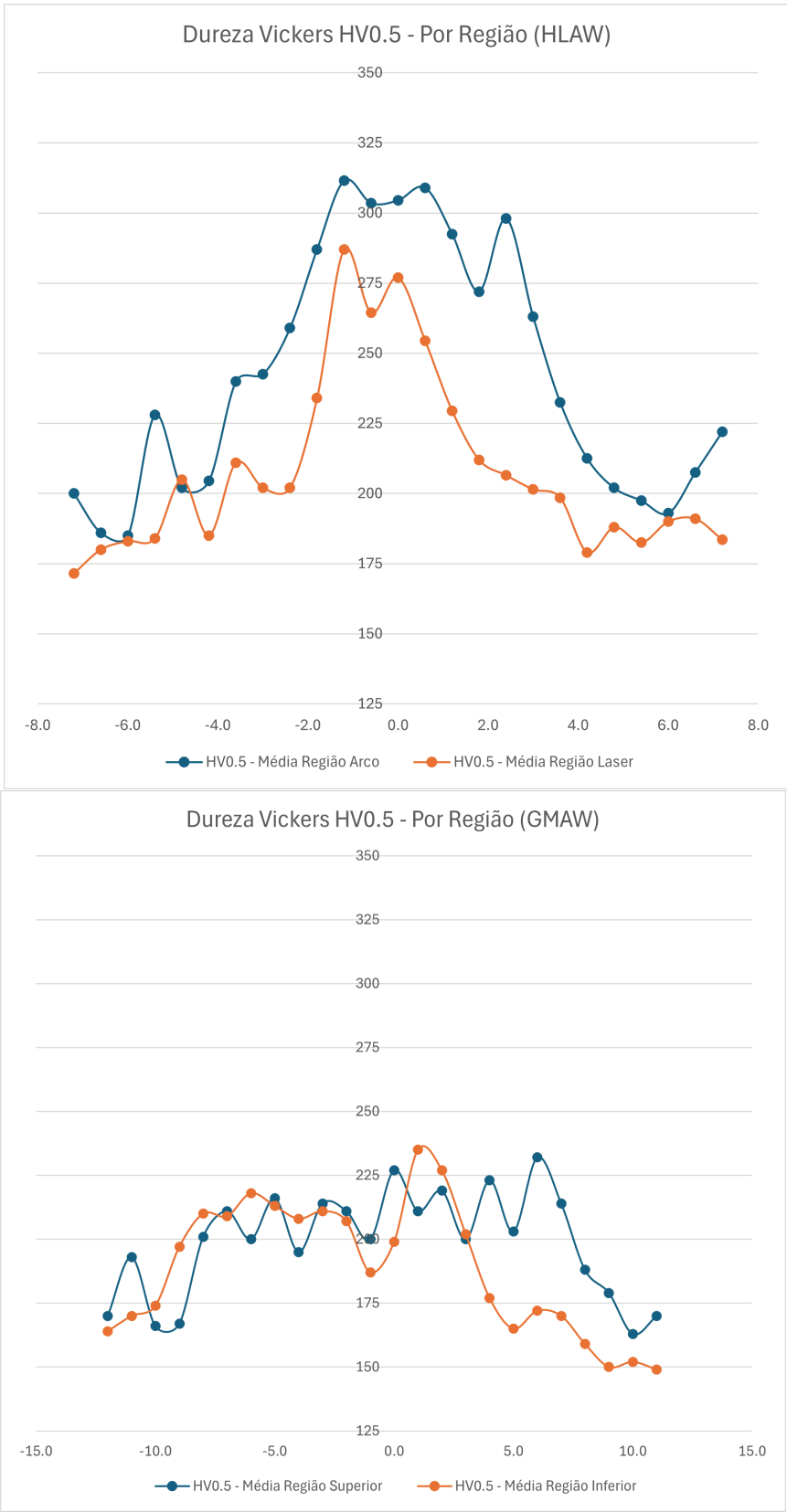


Figura 41 – Gráficos de dureza média nas regiões superior e inferior para as amostras HLAW e GMAW.



Fonte: O Autor

4.4 Ensaios de Impacto Charpy

Os ensaios de impacto Charpy, visando avaliar a resistência ao impacto da junta soldada HLAW, foram executados a temperatura de 0°, conforme visto no Capítulo 3, e os resultados estão exibidos nas tabelas 13 e 14 para as amostras HLAW e GMAW, respectivamente.

Tabela 13 – Energia Absorvida - Ensaio de Impacto Charpy a 0°C - Amostra HLAW

Corpo de prova	Energia [J]
Metal Base	170 J
Junta soldada - Região superior	195 J
Junta soldada - Região inferior	305 J

Fonte: O Autor

Tabela 14 – Energia Absorvida - Ensaio de Impacto Charpy a 0° - Amostra GMAW

Corpo de prova	Energia [J]
Metal Base	60 J
Junta soldada - Região superior	115 J
Junta soldada - Região inferior	40 J

Fonte: O Autor

Para ambas as amostras GMAW e HLAW, a junta soldada apresenta maior energia absorvida no impacto a 0 °C quando comparada com seu metal base, com exceção da região inferior da amostra GMAW. Esse aumento na energia pode ser explicado pela microestrutura mais refinada do metal de solda. Além disso, com exceção do corpo de prova da região inferior da amostra GMAW, nenhum corpo de prova sofreu quebra total durante o teste.

A figura 42 apresenta macrografia das superfícies de fratura após os ensaios para os corpos de prova do metal base, e das regiões superior e inferior do metal de solda, respectivamente, da amostra HLAW. É possível notar que o metal base apresenta superfície de fratura enrugada, sugerindo um comportamento dúctil durante o ensaio, enquanto ambos os corpos de prova da zona de fusão (superior e inferior) apresentam superfície mais reflexiva, com aparentes planos de clivagem, indicando uma fratura mais frágil. Além disso, a região inferior apresenta superfície mais reflexiva e plana mesmo se comparada com a região superior do metal de solda, indicando maior presença de fases frágeis, como martensita. Por fim, a energia absorvida, como vista na tabela 13, foi mais alta na região inferior, dominada pelo laser, do que na região superior, confirmando o que foi visto na revisão bibliográfica.

Figura 42 – Corpos de prova HLAW - Metal Base (a), Junta soldada superior (b) e Junta soldada inferior (c) após ensaios de impacto a 0 °C.



Fonte: O Autor

A macrografia das superfícies de fratura para a amostra GMAW podem ser vistas na figura 43. É possível notar que tanto o metal base quanto ambas as regiões superior e inferior do metal de adição apresentam superfícies de fratura enrugadas, indicando um comportamento mais dúctil quando comparado com a amostra HLAW. Além disso, como pode ser visto na tabela 14, a energia absorvida no impacto é menor do que a da amostra HLAW, o que é esperado devido a microestrutura menos refinada da amostra GMAW.

Figura 43 – Corpos de prova GMAW - Metal Base (a), Junta soldada superior (b) e Junta soldada inferior (c) após ensaios de impacto a 0 °C.



Fonte: O Autor

O critério de aprovação para os ensaios de impacto conforme ClassNK (2024) define que a energia absorvida à temperatura de 0 °C seja superior a 34 J, o que foi atingido por ambas as amostras. A energia absorvida nos ensaios da zona de fusão da amostra HLAW, inclusive, apresentou-se muito acima do mínimo, especialmente para a região inferior, onde o efeito do laser é dominante.

4.5 Metalografia através de Microscopia Óptica

A análise das imagens obtidas a partir da microscopia óptica confirmou diferenças consideráveis na microestrutura das ZTA e ZF das amostras. As figuras 44 e 45 apresentam, respectivamente, a microestrutura da junta HLAW nas zonas termicamente

afetada e zona de fusão em três regiões da amostra: a região superior, dominada pelo arco elétrico, a região de transição no centro, e a região inferior, dominada pelo laser.

A presença grãos orientados no sentido do centro da solda foi confirmada, formando a chamada *Parting line* conforme visto por Li *et al.* (2023). A zona termicamente afetada é visivelmente mais estreita no processo HLAW, assim como a zona de fusão. Ainda para a junta HLAW, a figura 45 indica heterogeneidade perceptível na microestrutura, especialmente entre as zonas superior e inferior, concordando com os resultados de Silva *et al.* (2020) e Bao *et al.* (2021).

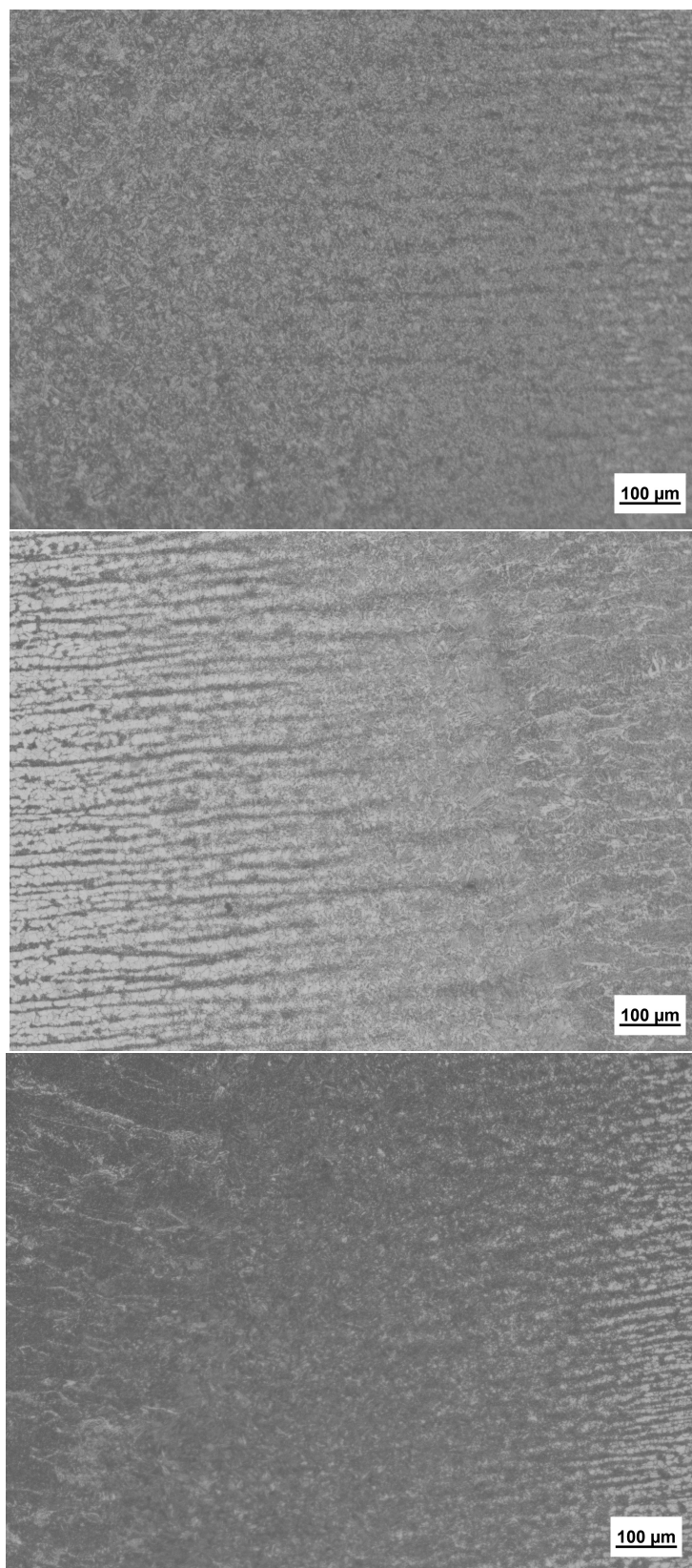
A figura 46 apresenta a microestrutura da junta GMAW nas zona termicamente afetada e zona de fusão na região central da amostra. A microestrutura desta amostra é visivelmente mais clara, indicando menor presença de martensita e maior presença de ferrita, o que é corroborado pela medição de microdureza desta amostra.

Ambas as amostras apresentaram porosidade, como pode ser visto na figura 47. Ambos foram encontrados na zona de fusão das amostras, e o poro da amostra HLAW apresenta formato esférico típico. Na amostra GMAW, o formato causou inicialmente identificação incorreta como uma inclusão, sendo confirmado posteriormente como poro através de variação de foco do microscópio óptico.

As figuras 48-51 mostram a microestrutura da junta HLAW sob aumento de 1000x a 1, 4, 7 e 16 mm do topo da junta. A região superior, vista nas figuras 48 e 49 aparenta ser composta por martensita, bainita, ferrita acicular, ferrita poligonal e ferrita de *Widmanstätten*. Já a região inferior aparenta apresentar maior concentração de martensita, que tem maior reatividade com o Nital, aparecendo de forma mais escura, e menores quantidades de ferrita, sobretudo a ferrita acicular, forma mais desejada. Esses resultados estão em concordância com o que foi encontrado por Churiaque *et al.* (2019), Silva *et al.* (2020) e Bunaziv *et al.* (2020).

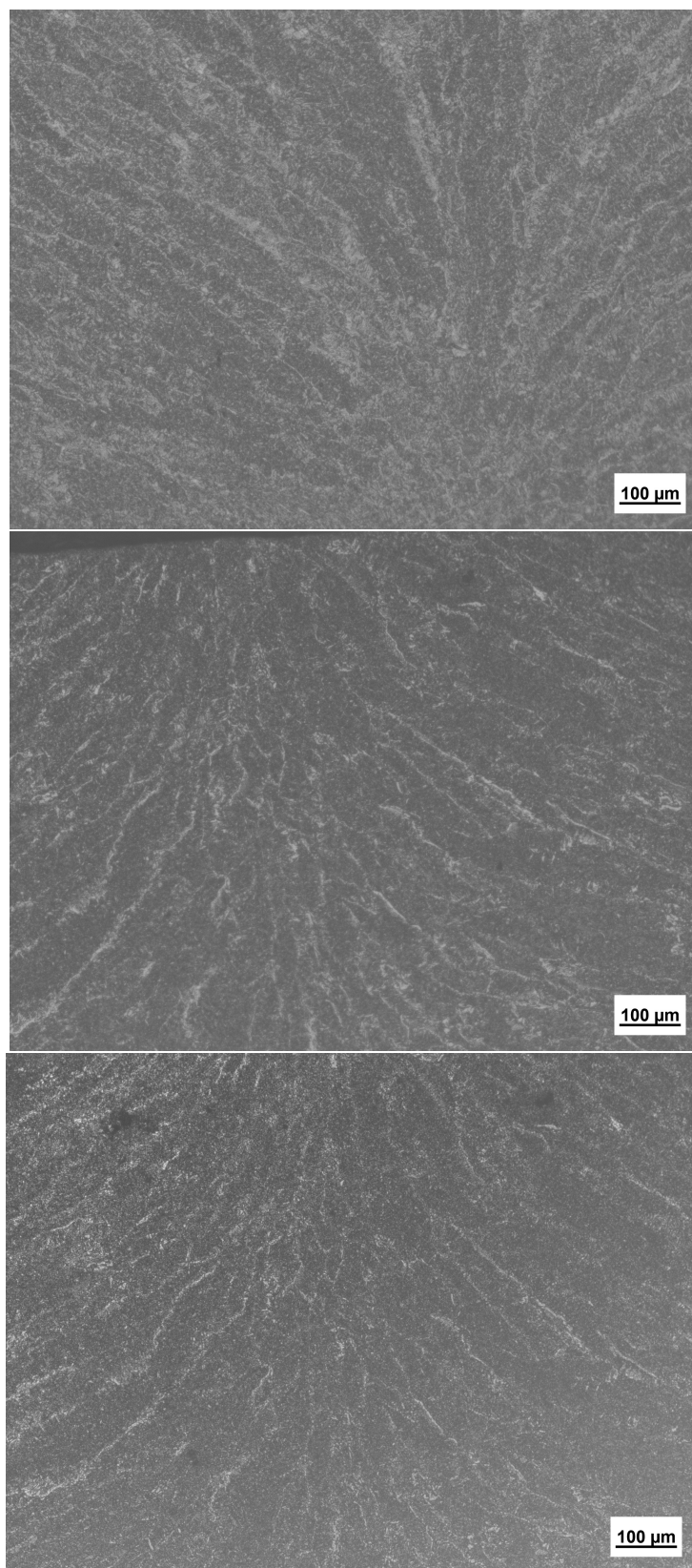
As figuras 52-54 apresentam a microestrutura da junta GMAW sob o mesmo aumento de 1000x, à distâncias de 1, 7 e 16 mm do topo. É possível notar que a região superior é mais refinada, condizente com o resfriamento mais rápido dos últimos passes, enquanto a região inferior, que sofre re-aquecimento múltiplas vezes durante o processo, apresenta grãos maiores. Em todas as regiões, é possível notar menor presença de martensita e bainita ao comparar com a amostra HLAW.

Figura 44 – Microestrutura na ZTA para as 3 regiões da amostra HLAW - Superior (Arco), Meio (Transição) e Inferior (Laser) - Aumento 100x.



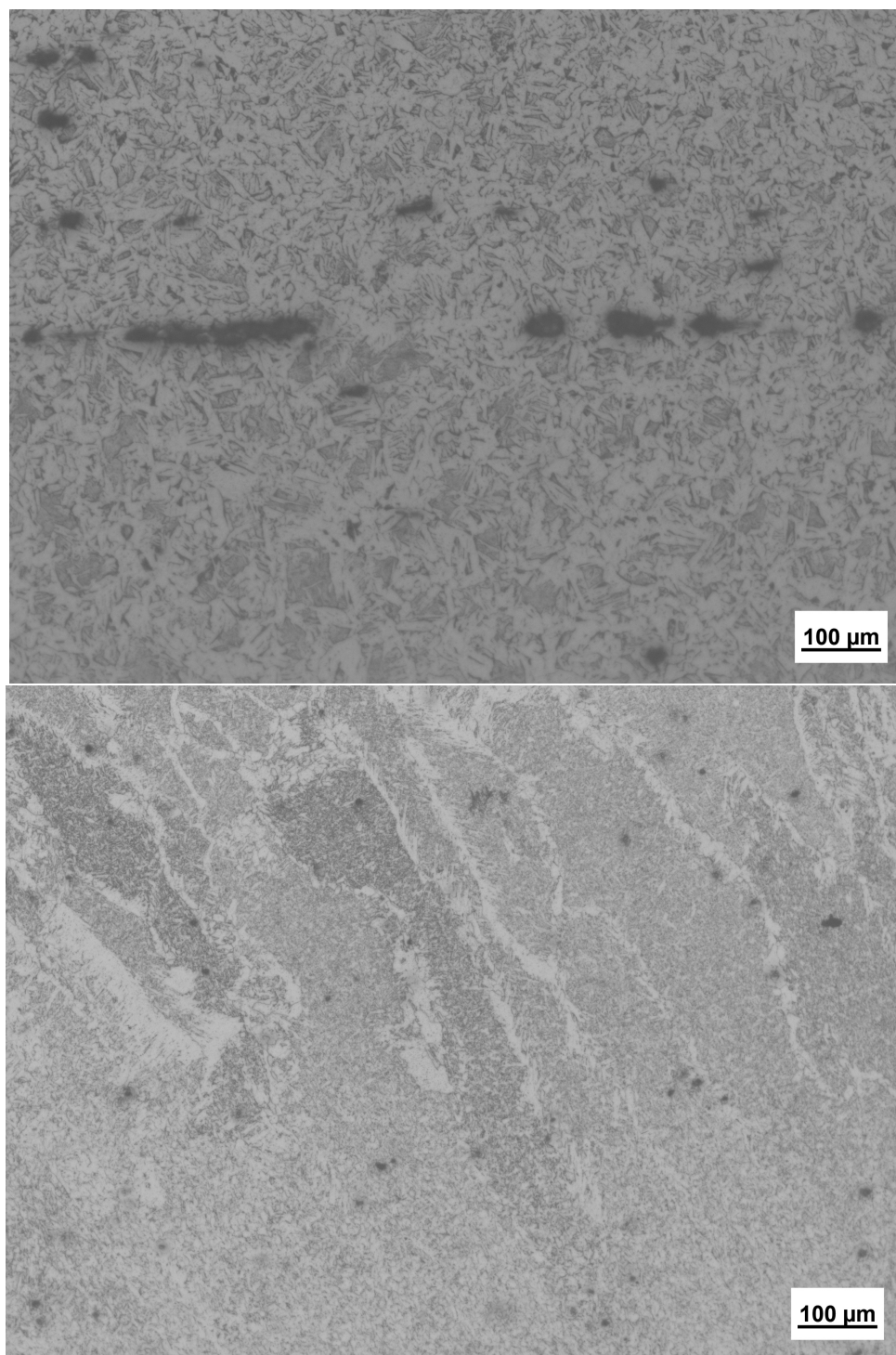
Fonte: O Autor

Figura 45 – Microestrutura na ZF para as 3 regiões da amostra HLAW - Superior (Arco), Meio (Transição) e Inferior (Laser) - Aumento 100x.



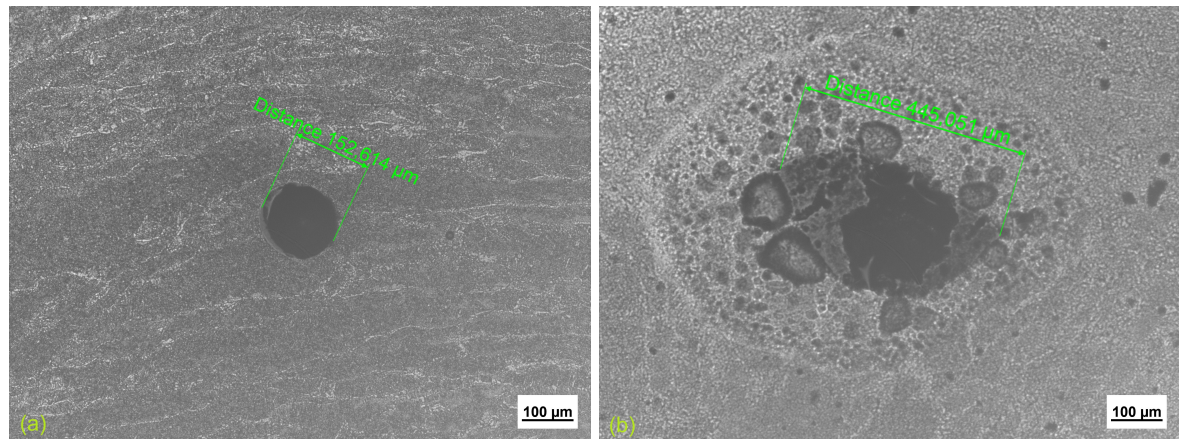
Fonte: O Autor

Figura 46 – Microestrutura nas ZTA e ZF para a amostra GMAW - Aumento 100x.



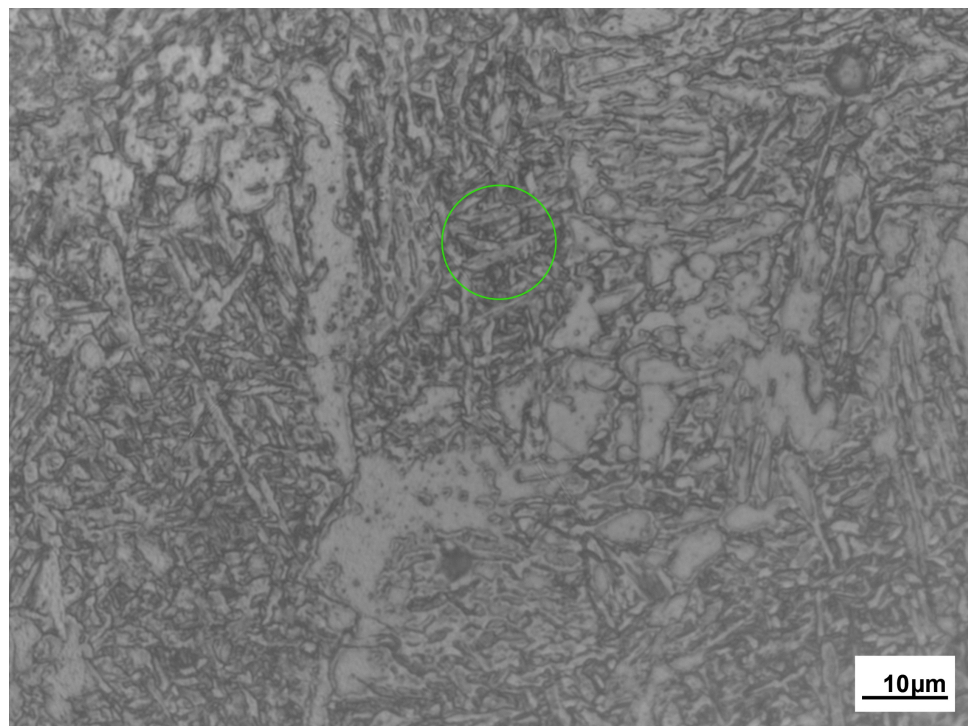
Fonte: O Autor

Figura 47 – Poros encontrados nas amostras HLAW (a) e GMAW (b) - Aumento 100x.



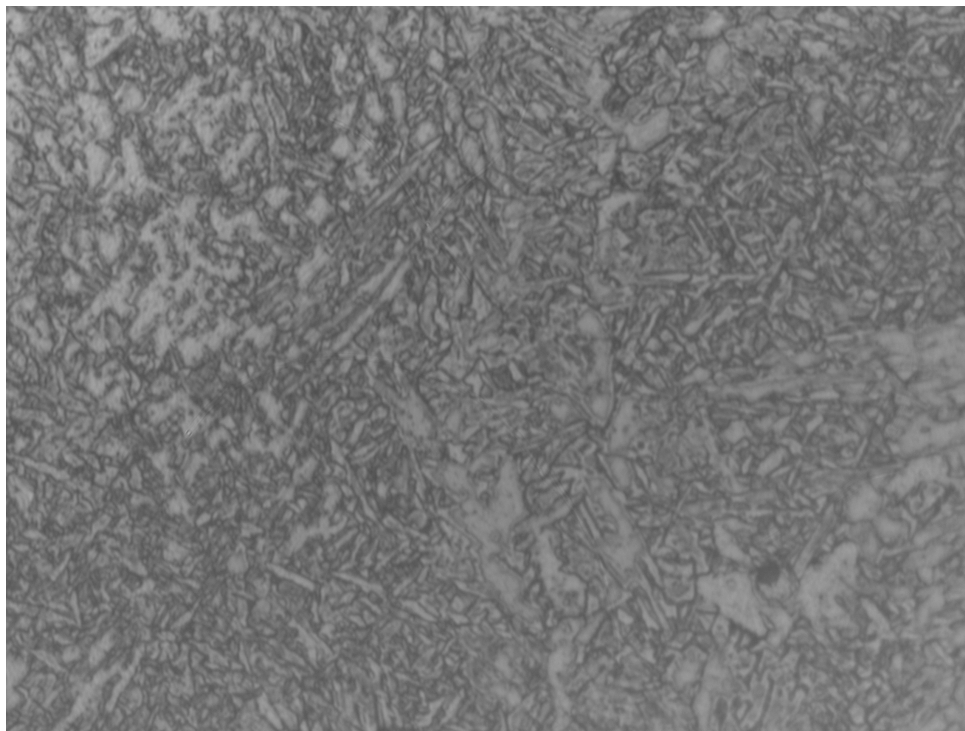
Fonte: O Autor

Figura 48 – Microestrutura da ZF - amostra HLAW a 1 mm do topo - Aumento 1000x, com provável ferrita acicular circulada.



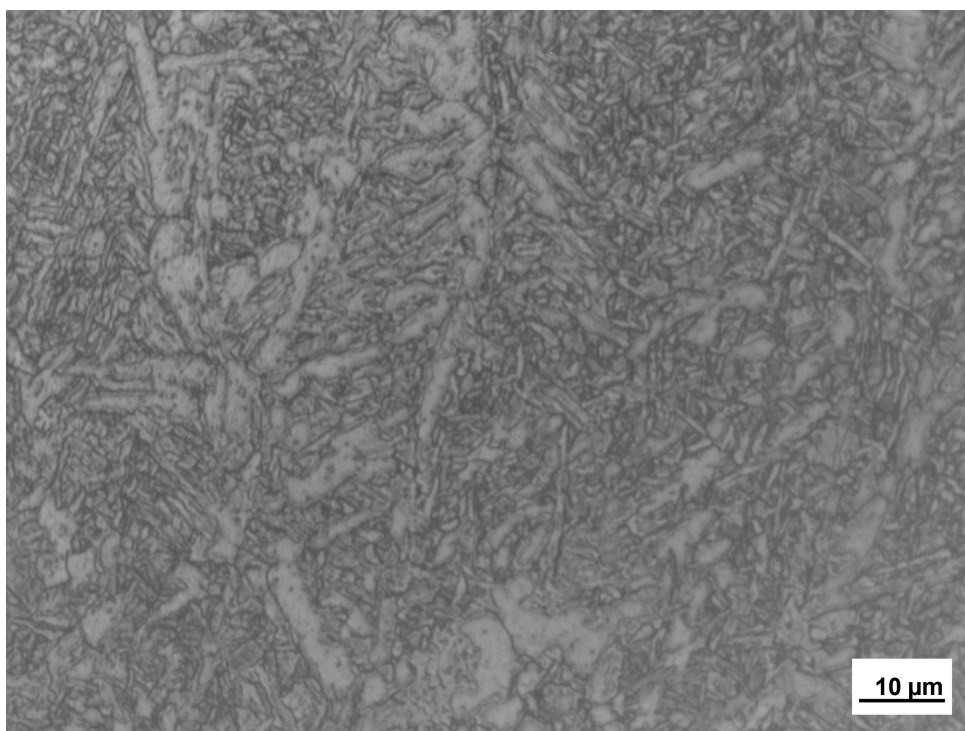
Fonte: O Autor

Figura 49 – Microestrutura da ZF - amostra HLAW a 4 mm do topo - Aumento 1000x.



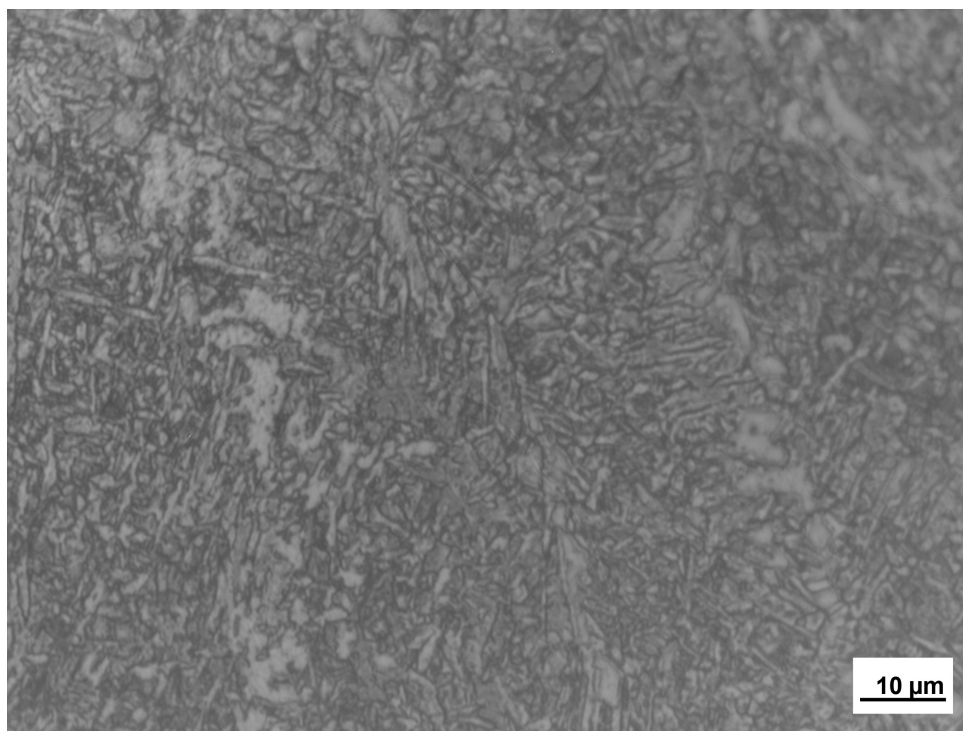
Fonte: O Autor

Figura 50 – Microestrutura da ZF - amostra HLAW a 7 mm do topo - Aumento 1000x.



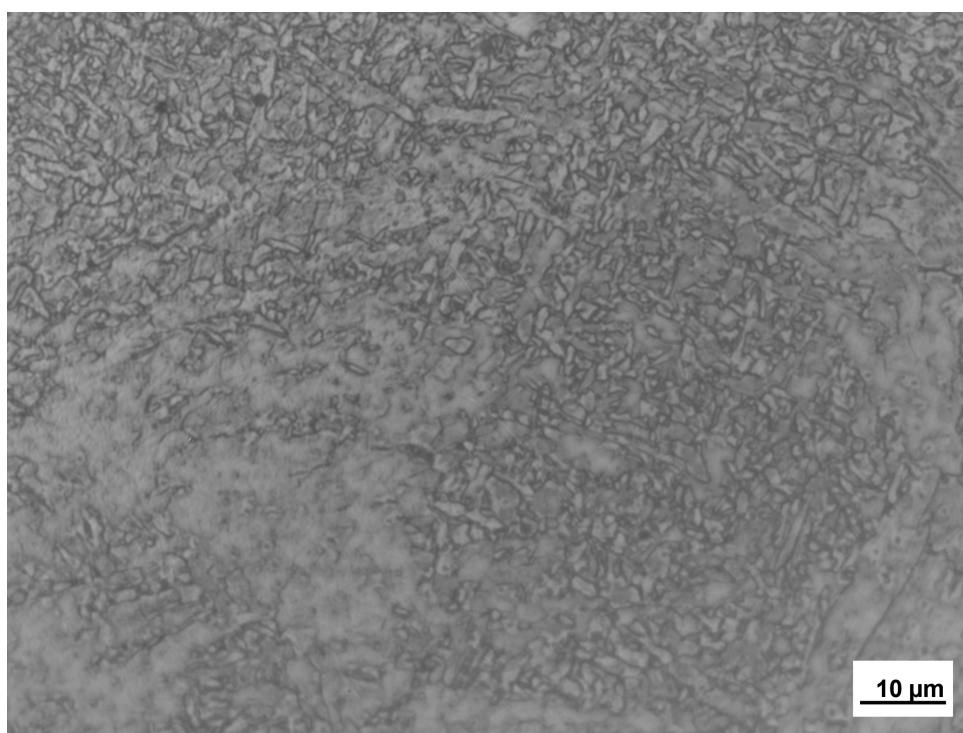
Fonte: O Autor

Figura 51 – Microestrutura da ZF - amostra HLAW a 16 mm do topo - Aumento 1000x.



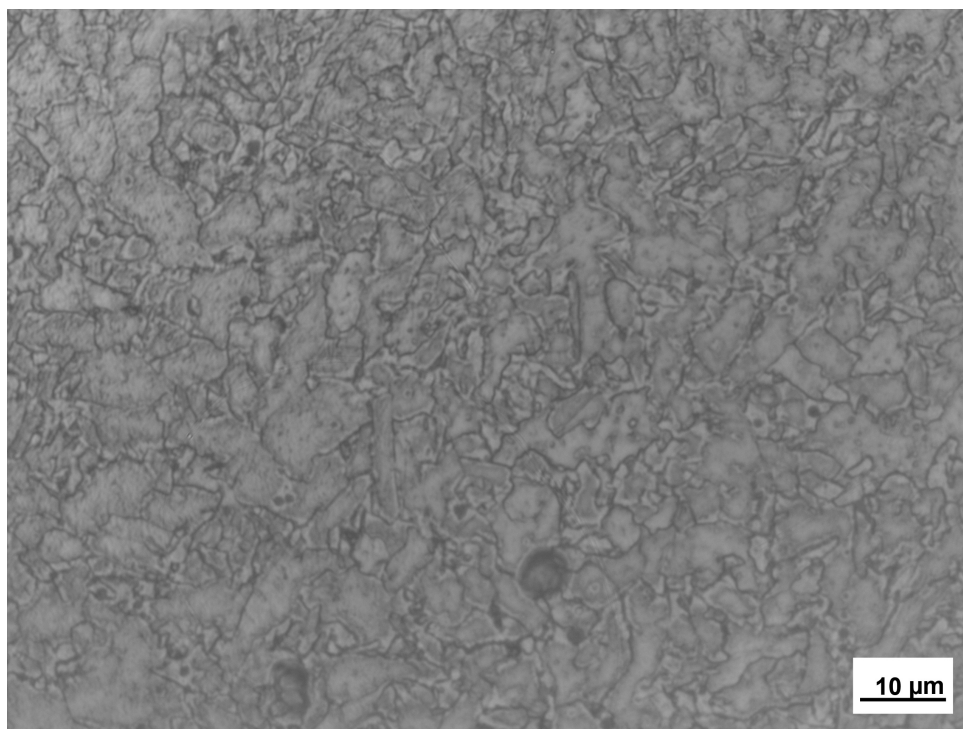
Fonte: O Autor

Figura 52 – Microestrutura da ZF - amostra GMAW a 1 mm do topo - Aumento 1000x.



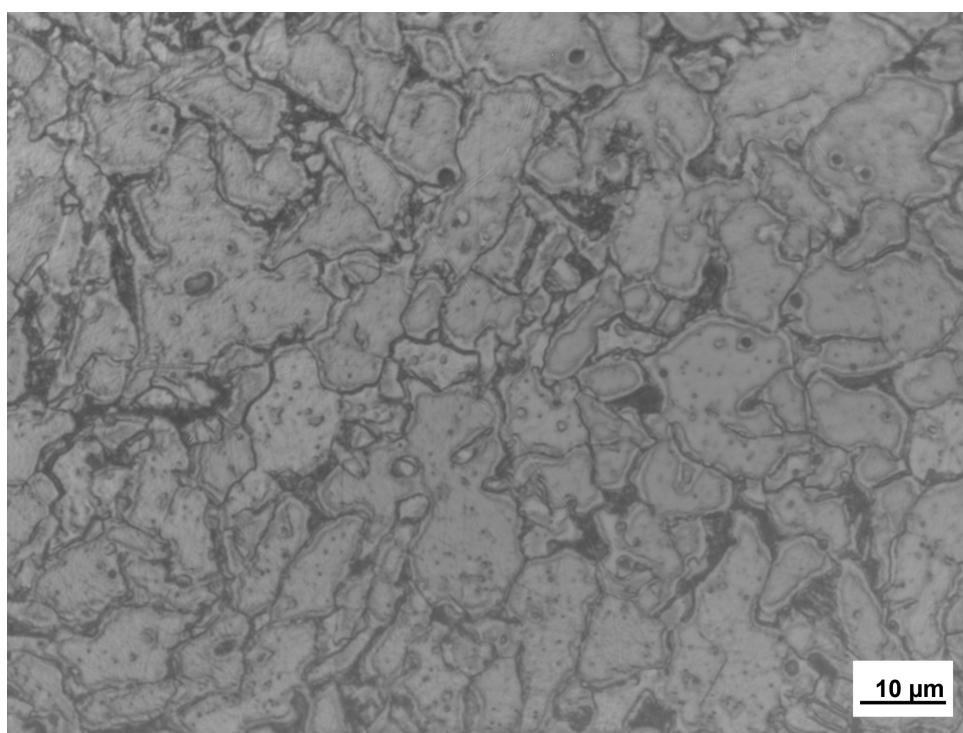
Fonte: O Autor

Figura 53 – Microestrutura da ZF - amostra GMAW a 7 mm do topo - Aumento 1000x.



Fonte: O Autor

Figura 54 – Microestrutura da ZF - amostra GMAW a 16 mm do topo - Aumento 1000x.



Fonte: O Autor

4.6 Metalografia e Análise química através de MEV

A análise das imagens obtidas a partir do microscópio eletrônico de varredura (MEV) confirmou o maior refino de grão do metal de solda na região inferior da junta quando comparada com a região superior, como pode ser visto na figura 55.

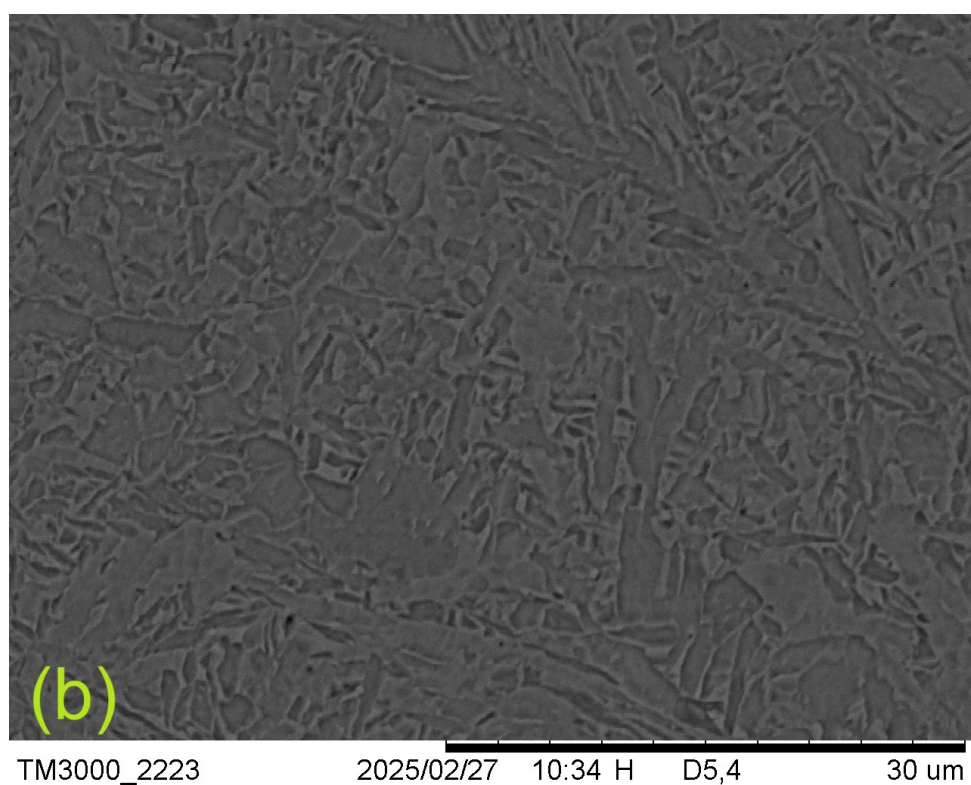
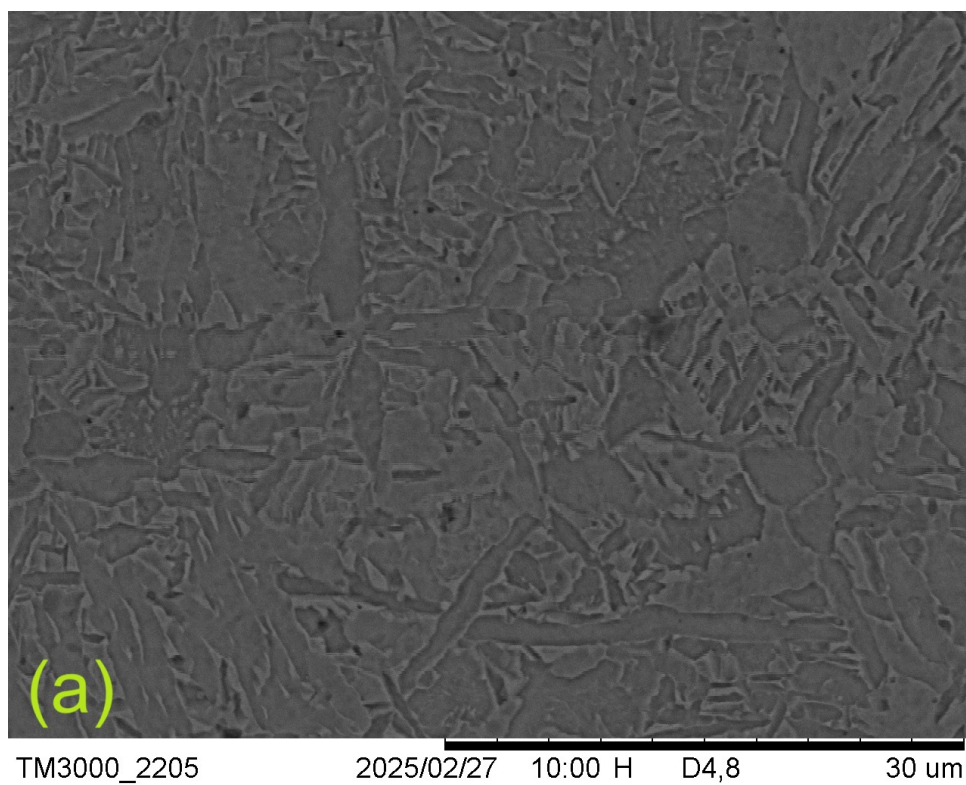
Visando identificar se existe uma variação na composição química que justificasse o comportamento da curva de dureza encontrada, onde a dureza foi maior na região superior do que na inferior, foi realizada análise química por EDS, cujos resultados podem ser vistos na tabela 15. Apesar de ser verificada variação na concentração de manganês, comumente associado com o aumento de dureza em ligas de aço, a região superior, com maior dureza, apresenta menor concentração deste elemento.

Tabela 15 – Composição química através de EDS - Amostra HLAW

Região	Manganês	Silício	Molibdênio
Metal de solda - Superior	0,42%	0,40%	0,00%
Metal de solda - Centro	0,93%	0,30%	0,34%
Metal de solda - Inferior	0,51%	0,37%	0,00%
Metal Base	0,90%	0,33%	0,00%

Fonte: O Autor

Figura 55 – Microestrutura no metal de solda (ZF) nas regiões superior (a) e inferior (b)
- Aumento 3000x.



Fonte: O Autor

5 CONCLUSÕES

Este trabalho visou avaliar as propriedades mecânicas através de ensaio de tração, microdureza e impacto Charpy de uma chapa espessa (17 mm) de aço ClassNK gr.KD soldada através do processo híbrido laser-arco em único passe de preenchimento, comparando os resultados com aqueles de uma chapa ASTM A131 gr.A soldada através de processo tradicional GMAW em 10 passes, e avaliando se os mesmos cumprem alguns critérios de avaliação definidos pela ClassNK.

O processo HLAW, apesar de ainda resultar em distorções, traz redução significativa das mesmas (distorção máxima medida de $0,5^\circ$) quando comparado com o processo GMAW, que apresentou distorção de $4,5^\circ$. Além disso, um refino nos parâmetros de soldagem tem potencial de maior redução das distorções, caso necessário.

Os ensaios de impacto Charpy à zero grau revelam que, apesar da dureza da junta soldada pelo processo HLAW ser mais alta que no metal base, a junta soldada apresenta maior resistência ao impacto Charpy comparada ao metal base, bem como não ocorrendo completa quebra dos corpos de prova. Esse aumento na energia verificado pode ser atribuído a microestrutura mais refinada, bem como a presença de ferrita acicular, associada a maior resistência à fratura, como observado através de microscopia óptica. Além disso, a amostra HLAW mostrou-se capaz de cumprir o requisito de energia mínima absorvida durante o ensaio de impacto Charpy.

Os ensaios de tração uniaxial confirmaram que o processo HLAW é capaz de produzir juntas soldadas que cumprem os requisitos de qualidade de soldagem quanto a resistência à tração, com a ruptura de todos os corpos de prova ocorrendo no metal base. Além disso, não houve comprometimento da tensão máxima ou alongamento esperados pelas especificações do material.

Os ensaios de microdureza Vickers confirmaram que a dureza na zona termicamente afetada e na zona de fusão são mais altas que no metal base, e revelaram as diferenças nos perfis entre as regiões dominadas pelo arco e pelo laser, com a última apresentando uma curva de dureza muito mais estreita devido ao aporte térmico mais localizado. Apesar disso, valores mais altos de dureza foram registrados na região superior. Foi confirmado que os valores máximos de dureza estão de acordo com o permitido pelas regras das sociedade classificadora ClassNK.

A observação da microestrutura através de microscopia óptica e MEV confirmou

que as ZF e ZTA são mais estreitas quando comparadas com o processo GMAW, apresentando também grãos mais refinados. Essas características são associadas com melhores propriedades mecânicas e redução de propagação de trincas. Além disso, foi identificada menor presença de porosidade.

Como sugestão para trabalhos futuros, é importante avaliar a resistência à fadiga da junta soldada HLAW, fator importante para a construção naval, bem como avaliação de fatores econômicos para implementação do processo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABDULLAH, E.; GOTOH, K.; DEGUCHI, J. Comprehensive study of structural integrity of non-load-carrying fillet-welded joint effect with large gap size. *Journal of Marine Science and Technology (Japan)*, Springer, v. 20, n. 4, p. 752–764, 2015.
- ACHERJEE, B. Hybrid laser arc welding: State-of-art review. *Optics & Laser Technology*, v. 99, p. 60–71, 2018.
- AGARWAL, G.; KUMAR, A.; RICHARDSON, I.; HERMANS, M. Evaluation of solidification cracking susceptibility during laser welding in advanced high strength automotive steels. *Materials & Design*, v. 183, 2019.
- ALAM, M.; BARSOUM, Z.; JONSÉN, P.; KAPLAN, A.; HÄGGBLAD, H. The influence of surface geometry and topography on the fatigue cracking behaviour of laser hybrid welded eccentric fillet joints. *Applied Surface Science*, v. 256, n. 6, p. 1936–1945, 2010.
- ASCARI, A.; FORTUNATO, A.; ORAZI, L.; CAMPANA, G. The influence of process parameters on porosity formation in hybrid laser-gma welding of aa6082 aluminum alloy. *Optics & Laser Technology*, v. 44, n. 5, p. 1485–1490, 2012.
- ASTM-A131. *Standard Specification for Structural Steel for Ships*. 2015. ASTM International, United States.
- ASTM-E23-23. *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. 2023. ASTM International, United States.
- ASTM-E8M-22. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. 2022. ASTM International, United States.
- ASTM-E92-23. *Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials*. 2023. ASTM International, United States.
- ATABAKI, M.; MA, J.; LIU, W.; KOVACEVIC, R. Pore formation and its mitigation during hybrid laser/arc welding of advanced high strength steel. *Materials & Design*, v. 67, p. 509–521, 2015.
- ATABAKI, M.; MA, J.; YANG, G.; KOVACEVIC, R. Hybrid laser/arc welding of advanced high strength steel in different butt joint configurations. *Materials & Design*, v. 64, p. 573–587, 2014.
- BACHMANN, M.; GUMENYUK, A.; RETHMEIER, M. Welding with high-power lasers: Trends and developments. *Physics Procedia*, v. 83, p. 15–25, 2016.
- BAKIR, N.; ARTINOV, A.; GUMENYUK, A.; BACHMANN, M.; RETHMEIER, M. Numerical simulation on the origin of solidification cracking in laser welded thick-walled structures. *Metals*, v. 8, 2018.
- BAO, L.; WANG, Y.; HAN, T. Study on microstructure-toughness relationship in heat affected zone of eq70 steel by laser-arc hybrid welding. *Materials Characterization*, v. 171, p. 110788, 2021.

- BENDAOU, I.; MATTEI, S.; CICALA, E.; TOMASHCHUK, I.; ANDRZEJEWSKI, H.; SALLAMAND, P.; MATHIEU, A.; BOUCHAUD, F. The numerical simulation of heat transfer during a hybrid laser–mig welding using equivalent heat source approach. *Optics & Laser Technology*, v. 56, p. 334–342, 2014.
- BIDI, L.; Le Masson, P.; CICALA, E.; PRIMAULT, C. Experimental design method to the weld bead geometry optimization for hybrid laser-mag welding in a narrow chamfer configuration. *Optics & Laser Technology*, v. 89, p. 114–125, 2017.
- BIDI, L.; MATTEI, S.; CICALA, E.; ANDRZEJEWSKI, H.; Le Masson, P.; SCHROEDER, J. The use of exploratory experimental designs combined with thermal numerical modelling to obtain a predictive tool for hybrid laser/mig welding and coating processes. *Optics & Laser Technology*, v. 43, n. 3, p. 537–545, 2011.
- BUNAZIV, I.; AKSELSSEN, O. M.; FROSTEVARG, J.; KAPLAN, A. F. Deep penetration fiber laser-arc hybrid welding of thick hsla steel. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 256, p. 216–228, 2018.
- BUNAZIV, I.; AKSELSSEN, O. M.; FROSTEVARG, J.; KAPLAN, A. F. Laser-arc hybrid welding of thick hsla steel. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 259, p. 75–87, 2018.
- BUNAZIV, I.; AKSELSSEN, O. M.; SALMINEN, A.; UNT, A. Fiber laser-mig hybrid welding of 5mm 5083 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 233, p. 107–114, 2016.
- BUNAZIV, I.; FROSTEVARG, J.; AKSELSSEN, O. M.; KAPLAN, A. F. Process stability during fiber laser-arc hybrid welding of thick steel plates. *Optics and Lasers in Engineering*, v. 102, p. 34–44, 2018.
- BUNAZIV, I.; WENNER, S.; REN, X.; FROSTEVARG, J.; KAPLAN, A. F.; AKSELSSEN, O. M. Filler metal distribution and processing stability in laser-arc hybrid welding of thick hsla steel. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 54, p. 228–239, 2020.
- BYUN, J.-S.; SHIM, J.-H.; CHO, Y.; LEE, D. Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in ti-killed c–mn steel. *Acta Materialia*, v. 51, n. 6, p. 1593–1606, 2003.
- CAO, X.; WANJARA, P.; HUANG, J.; MUNRO, C.; NOLTING, A. Hybrid fiber laser – arc welding of thick section high strength low alloy steel. *Materials & Design*, v. 32, p. 3399–3413, 2011.
- CASALINO, G.; MASO, U. D.; ANGELASTRO, A.; CAMPANELLI, S. Hybrid laser welding: A review. *DAAM International Scientific Book*, p. 413–430, 2010.
- CHEN, Y.; FENG, J.; LI, L.; CHANG, S.; MA, G. Microstructure and mechanical properties of a thick-section high-strength steel welded joint by novel double-sided hybrid fibre laser-arc welding. *Materials Science and Engineering: A*, v. 582, p. 284–293, 2013.
- CHO, Y.; CHO, W.; NA, S. Numerical analysis of hybrid plasma generated by nd:yag laser and gas tungsten arc. *Optics & Laser Technology*, v. 43, n. 3, p. 711–720, 2011.

CHURIAQUE, C.; CHLUDZINSKI, M.; PORRUA-LARA, M.; DOMINGUEZ-ABECIA, A.; ABAD-FRAGA, F.; SÁNCHEZ-AMAYA, J. M. Laser hybrid butt welding of large thickness naval steel. *Metals*, v. 9, 2019.

CHURIAQUE, C.; SÁNCHEZ-AMAYA, J. M.; PORRÚA-LARA, M.; GUMENYUK, A.; RETHMEIER, M. The effects of hlaw parameters for one side t-joints in 15 mm thickness naval steel. *Metals*, v. 11, n. 4, 2021.

CLASSNK. *Rules for the Survey and Construction of Steel Ships - Part M - Welding*. 2024.

FARROKHI, F.; ENDELT, B.; KRISTIANSEN, M. A numerical model for full and partial penetration hybrid laser welding of thick-section steels. *Optics & Laser Technology*, v. 111, p. 671–686, 2019.

FELLMAN, A.; JERNSTRÖM, P.; KUJANPÄÄ, V. Co2-gma hybrid welding of carbon steel: The effect of shielding gas composition. In: *ICALEO 2003: 22nd International Congress on Laser Materials Processing and Laser Microfabrication*. [S.l.]: Laser Institute of America, 2003.

FROSTEVARG, J.; KAPLAN, A. F. Undercuts in laser arc hybrid welding. *Physics Procedia*, v. 56, p. 663–672, 2014. 8th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering LANE 2014.

GAO, M.; MEI, S.; WANG, Z.; LI, X.; ZENG, X. Process and joint characterizations of laser–mig hybrid welding of az31 magnesium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 212, n. 6, p. 1338–1346, 2012.

GAO, X. Y. Z. M.; HU, Q. W. Effects of welding parameters on melting energy of co2 laser–gma hybrid welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 11, n. 5, p. 517–522, 2006.

GOTOH, K.; FUKUI, T.; MORIYAMA, A.; TSUMURA, S.; SAWATO, H. Overview of the joint industrial project for practical application of laser-arc hybrid welding in construction of general merchant ships in japan. In: *Proceedings of 13th International Symposium on Practical Design of Ships and Other Floating Structures*. [S.l.: s.n.], 2016.

GOTOH, K.; UEMURA, T.; UCHINO, I.; NARIMATSU, H. Fundamental studies on application of laser-arc hybrid welding for manufacturing primary structural members in general merchant ships. In: *Proceedings of LAMP2019: the 8th International Congress on Laser Advanced Materials Processing*. [S.l.: s.n.], 2019.

GOTOH, K.; UEMURA, T.; UCHINO, I.; NARIMATSU, H. Overview of the joint industrial project for practical application of laser-arc hybrid welding in construction of general merchant ships in japan. In: *Proceedings of the 14th International Symposium, PRADS2019*. [S.l.: s.n.], 2019.

GRAF, T.; STAUFER, H. Laser-hybrid welding drives vw improvements. *Welding Journal*, v. 82, n. 1, 2003.

GU, X.; LI, H.; YANG, L.; GAO, Y. Coupling mechanism of laser and arcs of laser-twin-arc hybrid welding and its effect on welding process. *Optics & Laser Technology*, v. 48, p. 246–253, 2013.

- HYATT, C. V.; MAGEE, K. H.; PORTER, J. F.; MERCHANT, V. E.; MATTHEWS, J. R. Laser-assisted gas metal arc welding of 25-mm-thick hy-80 plate. *Welding Journal*, v. 80, 2001.
- ISHIDE, T.; TSUBOTA, S.; WATANABE, M. Latest mig, tig arc-yag laser hybrid welding systems for various welding products. In: *First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing*. [S.l.: s.n.], 2003. (Society of Photo-Optical Instrumentation Engineers (SPIE) Conference Series, v. 4831), p. 347–352.
- JORGE, J.; SOUZA, L.; MENDES, M.; BOTT, I.; ARAÚJO, L.; SANTOS, V.; REBELLO, J.; EVANS, G. Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of c-mn and high strength low alloy steel weld metals – a review. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 10, p. 471–501, 2021.
- KADOI, K.; FUJINAGA, A.; YAMAMOTO, M.; SHINOZAKI, K. The effect of welding conditions on solidification cracking susceptibility of type 310s stainless steel during laser welding using an in-situ observation technique. *Weld World*, v. 57, 2013.
- KARHU, M.; KUJANPää, V.; ESKELINEN, H.; SALMINEN, A. Filler metal mixing behaviour of 10 mm thick stainless steel butt-joint welds produced with laser-arc hybrid and laser cold-wire processes. *Applied Sciences*, v. 09, n. 8, 2019.
- KATAYAMA, S.; KAWAHITO, Y.; MIZUTANI, M. Laser welding and hybrid welding of aluminium alloys. In: *Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys*. [S.l.: s.n.], 2010.
- KAWAHITO, Y.; WANG, H.; KATAYAMA, S.; SUMIMORI, D. Ultra high power (100 kw) fiber laser welding of steel. *Opt. Lett.*, Optica Publishing Group, v. 43, n. 19, 2020.
- KIM, D.-Y.; PARK, Y.-W. Weldability evaluation and tensile strength estimation model for aluminum alloy lap joint welding using hybrid system with laser and scanner head. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 22, p. 596–604, 2012.
- KUTSUNA, M.; CHEN, L. Interaction of both plasmas in co2 laser-mag hybrid welding of carbon steel. In: INTERNATIONAL SOCIETY FOR OPTICS AND PHOTONICS. *First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing*. [S.l.]: SPIE, 2003. v. 4831, p. 341–346.
- Le Guen, E.; FABBRO, R.; CARIN, M.; COSTE, F.; Le Masson, P. Analysis of hybrid nd:yag laser-mag arc welding processes. *Optics & Laser Technology*, v. 43, n. 7, p. 1155–1166, 2011.
- LI, S.; CHEN, G.; KATAYAMA, S.; ZHANG, Y. Relationship between spatter formation and dynamic molten pool during high-power deep-penetration laser welding. *Applied Surface Science*, v. 303, p. 481–488, 2014.
- LI, Y.; GENG, S.; SHU, L.; LI, Y.; JIANG, P. Ultra-high-power laser welding of thick-section steel: Current research progress and future perspectives. *Optics & Laser Technology*, v. 167, 2023.
- LI, Y.; GENG, S.; ZHU, Z.; WANG, Y.; MI, G.; JIANG, P. Effects of heat source configuration on the welding process and joint formation in ultra-high power laser-mag hybrid welding. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 77, p. 40–53, 2022.

LI, Y.; JIANG, P.; LI, Y.; MI, G.; GENG, S. Microstructure evolution and mechanical properties in the depth direction of ultra-high power laser-arc hybrid weld joint of 316L stainless steel. *Optics & Laser Technology*, v. 160, 2023.

LIU, H.; HU, Y. *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys - Welding*. Oxford, UK: Elsevier, 2022.

LIU, L.; CHEN, M. Interactions between laser and arc plasma during laser-arc hybrid welding of magnesium alloy. *Optics and Lasers in Engineering*, v. 49, n. 9, p. 1224–1231, 2011.

LIU, S.; LI, Y.; LIU, F.; ZHANG, H.; DING, H. Effects of relative positioning of energy sources on weld integrity for hybrid laser arc welding. *Optics and Lasers in Engineering*, v. 81, p. 87–96, 2016.

LIU, S.; LIU, F.; ZHANG, H.; SHI, Y. Analysis of droplet transfer mode and forming process of weld bead in co2 laser-mag hybrid welding process. *Optics & Laser Technology*, v. 44, n. 4, p. 1019–1025, 2012.

LUNDGREN, E. A. J. N. *Avaliação da integridade da união de chapas navais por soldagem com alto grau de distorção utilizando radiografia digital*. 106 p. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2010.

MAIJUANSYAH, M.; PRADANA, Y.; JATISUKAMTO, G.; SOLICHIN, S. Study on the thermal distortion, hardness and microstructure of st 37 steel plate joined using fcaw. *Journal of Mechanical Engineering Science and Technology*, v. 3, p. 18–28, 2019.

MASUBUCHI, K. *Analysis of Welded Structures*. 1st. ed. New York, USA: Pergamon Press, 1980.

MATSUNAWA, A.; KIM, J.-D.; SETO, N.; MIZUTANI, M.; KATAYAMA, S. Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding. *Journal of Laser Applications*, v. 10, n. 6, p. 247–254, 1998.

MENG, X.; ARTINOV, A.; BACHMANN, M.; RETHMEIER, M. Numerical and experimental investigation of thermo-fluid flow and element transport in electromagnetic stirring enhanced wire feed laser beam welding. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, v. 144, p. 118663, 2019.

MORIAKI, O.; SHINBO, Y.; AKIHIDE, Y.; MASANORI, O. Development of laser-arc hybrid welding. *NKK Technical Review*, n. 86, 2002.

NAKAMURA, H.; KAWAHITO, Y.; NISHIMOTO, K.; KATAYAMA, S. Elucidation of melt flows and spatter formation mechanisms during high power laser welding of pure titanium. *Journal of Laser Applications*, v. 27, n. 3, 2015.

NILSSON, K.; HEIMBS, S.; ENGSTROM, H.; KAPLAN, A. Parameter influence in co2- laser/mig hybrid welding. In: *Proceedings of the 56th Annual Assembly of the International Institute of Welding*. [S.l.: s.n.], 2003.

OLSEN, F. O. *Hybrid Laser-arc Welding*. 1st. ed. Cambridge, UK: Woodhead Publishing Limited, 2009.

PAN, Q.; MIZUTANI, M.; KAWAHITO, Y.; KATAYAMA, S. Effect of shielding gas on laser–mag arc hybrid welding results of thick high-tensile-strength steel plates. *Welding in the World*, v. 60, p. 653–664, 2016.

PETCH, N. The influence of grain boundary carbide and grain size on the cleavage strength and impact transition temperature of steel. *Acta Metallurgica*, v. 34, n. 7, p. 1387–1393, 1986.

RAYES, M. M. E.; WALZ, C.; SEPOLD, G. The influence of various hybrid welding parameters on bead geometry arc power and transfer mode greatly affect bead width, penetration, and reinforcement. *Welding Journal*, v. 83, 2004.

REUTZEL, E.; SULLIVAN, M.; MIKESIC, D. Joining pipe with the hybrid laser-gmaw process: Weld test results and cost analysis. *Welding Journal*, v. 85, 2006.

RIBIC, T. A. P. B.; DEBROY, T. Problems and issues in laser-arc hybrid welding. *International Materials Reviews*, v. 54, n. 4, 2009.

SATHIYA, P.; Kumar Mishra, M.; SOUNDARARAJAN, R.; SHANMUGARAJAN, B. Shielding gas effect on weld characteristics in arc-augmented laser welding process of super austenitic stainless steel. *Optics & Laser Technology*, v. 45, p. 46–55, 2013.

SHANE. *Arc welding vs. Laser Welding: What's the difference?* - MFG shop. 2024. Disponível em: <<https://shop.machinemfg.com/arc-welding-vs-laser-welding-whats-the-difference/>>.

SHENGHAI, Z.; YIFU, S.; HUIJUAN, Q. The technology and welding joint properties of hybrid laser-tig welding on thick plate. *Optics & Laser Technology*, v. 48, p. 381–388, 2013.

SILVA, R. G. N.; PAÇO, C. M. M. de; RODRIGUES, M. B.; SOUSA, J. M. S. de; PEREIRA, M.; RAMOS, B. B.; SCHWEDERSKY, M. B.; SILVA, R. H. Gonçalves e. A comparison between lbw and hybrid laser-gmaw processes based on microstructure and weld geometry for hardenable steels. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 110, n. 9, p. 2801–2814, 2020.

SUDER, W.; GANGULY, S.; WILLIAMS, S.; YUDODIBROTO, B. Penetration and mixing of filler wire in hybrid laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 291, p. 117040, 2021.

SUN, J.; LIU, X.; TONG, Y.; DENG, D. A comparative study on welding temperature fields, residual stress distributions and deformations induced by laser beam welding and co2 gas arc welding. *Materials & Design*, v. 63, p. 519–530, 2014.

SUN, J.; NIE, P.; FENG, K.; LI, Z.; GUO, B.; JIANG, E. The elimination of pores in laser welds of aisi 304 plate using different shielding gases. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 248, p. 56–63, 2017.

TAKAMORI, U.; TAKEHIRO, T. *Test Result Report - Butt Weld with Full Penetration by Laser Arc Hybrid Welding*. 2020. Kyushu University - Faculty of Engineering.

TAN, C.; LI, L.; CHEN, Y.; GUO, W. Laser-tungsten inert gas hybrid welding of dissimilar metals az31b mg alloys to zn coated steel. *Materials & Design*, v. 49, p. 766–773, 2013.

TURICHIN, G.; KUZNETSOV, M.; TSIBULSKIY, I.; FIRSOVA, A. Hybrid laser-arc welding of the high-strength shipbuilding steels: Equipment and technology. *Physics Procedia*, v. 89, 2017.

UCHINO, T. U. I.; GOTOH, K. A study on adopting λ -shape groove for laser-arc hybrid welding to construct thick plate butt welded joints. *Welding International*, Taylor & Francis, v. 34, n. 7-9, p. 357–371, 2020.

UEMURA, T.; GOTOH, K.; UCHINO, I. Expansion of laser–arc hybrid welding to horizontal and vertical-up welding. *Weld World*, v. 66, p. 495–506, 2022.

UNT, A.; POUTIAINEN, I.; SALMINEN, A. Influence of filler wire feed rate in laser-arc hybrid welding of t-butt joint in shipbuilding steel with different optical setups. *Physics Procedia*, v. 78, p. 45–52, 2015. 15th Nordic Laser Materials Processing Conference, Nolamp 15.

WAHBA, M.; MIZUTANI, M.; KATAYAMA, S. Hybrid welding with fiber laser and co2 gas shielded arc. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 221, p. 146–153, 2015.

YAN, S.; NIE, Y.; ZHU, Z.; CHEN, H.; GOU, G.; YU, J.; WANG, G. Characteristics of microstructure and fatigue resistance of hybrid fiber laser-mig welded al–mg alloy joints. *Applied Surface Science*, v. 298, p. 12–18, 2014.

ZHAN, X.; LI, Y.; OU, W.; YU, F.; CHEN, J.; WEI, Y. Comparison between hybrid laser-mig welding and mig welding for the invar36 alloy. *Optics & Laser Technology*, v. 85, p. 75–84, 2016.

ZHANG, L.-J.; NING, J.; ZHANG, X.-J.; ZHANG, G.-F.; ZHANG, J.-X. Single pass hybrid laser–mig welding of 4-mm thick copper without preheating. *Materials & Design*, v. 74, p. 1–18, 2015.

ZHANG, S.; SUN, J.; ZHU, M.; ZHANG, L.; NIE, P.; LI, Z. Effects of shielding gases on process stability of 10crni3mov steel in hybrid laser-arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 270, p. 37–46, 2019.

ZHANG, W.; HUA, X.; LIAO, W.; LI, F.; WANG, M. Study of metal transfer in co2 laser+gmaw-p hybrid welding using argon–helium mixtures. *Optics & Laser Technology*, v. 56, p. 158–166, 2014.

ZHANG, Y.; CHEN, G.; ZHOU, C.; JIANG, Y.; ZHONG, P.; LI, S. Pores formation in laser–mag welding of 42crmo steel. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 245, p. 309–317, 2017.

ZHAO T. SUGINO, G. A. L.; TSUKAMOTO, S. Influence of welding parameters on distribution of wire feeding elements in co2 laser gma hybrid welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 14, n. 5, p. 457–467, 2009.

ZOU, J.; ZHU, B.; ZHANG, G.; GUO, S.; XIAO, R. Power density effect on the laser beam-induced eruption of spatters in fiber laser keyhole welding. *Optics & Laser Technology*, v. 147, 2022.