

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

DANIEL WALLERSTEIN FIGUEIRÔA

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE CO₂ E DO METAL DE ADIÇÃO NA SOLDAGEM
HÍBRIDA LASER-GMAW EM AÇO ESTRUTURAL GRAU S355**

Recife
2016

DANIEL WALLERSTEIN FIGUEIRÔA

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE CO₂ E DO METAL DE ADIÇÃO NA SOLDAGEM
HÍBRIDA LASER-GMAW EM AÇO ESTRUTURAL GRAU S355**

Dissertação apresentada como requisito para obtenção do grau de Mestre pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (área de concentração Materiais e Fabricação) da Universidade Federal de Pernambuco

Orientador: Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho

Co-Orientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos

Recife
2016

Catálogo na fonte
Biblioteca Margareth Malta, CRB-4 / 1198

C569a Figueirôa, Daniel Wallerstein.

Influência do teor de CO₂ e do metal de adição na soldagem híbrida laser-gmaw em aço estrutural grau S355 / Daniel Wallerstein Figueirôa. - 2016.

108 folhas, il., gráfs., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho.

Coorientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2016.

Inclui Referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Processo Híbrido Laser-MIG. 3. Penetração. 4. Microestrutura. I. Urtiga Filho, Severino Leopoldino. (Orientador). II. Santos, Tiago Felipe de Abreu. (Coorientador). III. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2016-250

12 de agosto de 2016.

“INFLUÊNCIA DO TEOR DE CO₂ E DO METAL DE ADIÇÃO NA SOLDAGEM
HÍBRIDA LASER-GMAW EM AÇO ESTRUTURAL GRAU S 355”

DANIEL WALLERSTEIN FIGUEIRÔA

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

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: ENGENHARIA DE MATERIAIS E
FABRICAÇÃO

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA/CTG/EEP/UFPE

Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO
ORIENTADOR/PRESIDENTE

Prof. Dr. TIAGO FELIPE DE ABREU SANTOS
COORIENTADOR

Prof. Dr. CEZAR HENRIQUE GONZALEZ
COORDENADOR DO PROGRAMA

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO (UFPE)

Prof. Dr. TIAGO FELIPE DE ABREU SANTOS (UFPE)

Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA (UFPE)

Prof. Dr. RÉGIS HENRIQUE GONÇALVES E SILVA (UFSC)

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Prof. Dr. Severino Urtiga pela orientação e pelas oportunidades proporcionadas desde a graduação, as quais foram peça chave na minha formação profissional e pessoal.

Ao Prof. Dr. Tiago Felipe pelo conhecimento passado através de discussões e revisões de textos, sempre paciente e atencioso.

Ao Prof. Dr. Stephen Liu pela brilhante disciplina ministrada como professor visitante na UFPE, da qual tive o prazer de participar no início da minha caminhada na Pós-Graduação e que contribuiu com minha formação de forma marcante.

À minha mãe, Patricia, e ao meu pai, Gustavo, por terem não só aceitado como apoiado a escolha pela longa e nem sempre reconhecida carreira de pesquisador no Brasil.

Ao Centro Tecnológico AIMEN, nas pessoas de Pilar Rey, Álvaro Prada, Eva Vaamonde, Maria Angeles Montealegre, Ana Martinez, Iago Troncoso, Gemma Castro, Camilo Prieto e Alberto Martinez pela execução dos ensaios de soldagem, bem como disponibilização de materiais e insumos.

Aos colaboradores do Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural (CompoLab) da UFPE, Ivanilda, Magda, Janaína, Ivaldo e Rubens, pela contribuição na realização da caracterização microestrutural e mecânica.

Aos professores do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE por todos esses anos de convívio e aprendizado.

Ao amigo Alexandre Mapa pela realização das macrografias através de sua habilidade e experiência com câmeras e lentes.

A CAPES, FINEP, CNPq, FACEPE, e ANP/Petrobras pelo apoio financeiro e concessão de bolsas.

A todos que, ainda que não nominalmente citados, contribuíram de alguma forma para a realização desse trabalho.

*“E aprendi que se depende sempre
De tanta, muita, diferente gente
Toda pessoa sempre é as marcas
Das lições diárias de outras tantas pessoas*

*E é tão bonito quando a gente entende
Que a gente é tanta gente
Onde quer que a gente vá”*

(Luiz Gonzaga Júnior)

RESUMO

No presente trabalho, realizou-se um estudo da soldagem híbrida laser-GMAW aplicada a chapas espessas em aço estrutural. O objetivo do trabalho é avaliar a influência do gás de proteção e do tipo de arame na microestrutura final das juntas soldadas e, conseqüentemente, nas suas propriedades mecânicas. Para tal, realizaram-se ensaios de soldagem laser-GMAW em aço estrutural EN 10025-2 S355 J2 N, nas espessuras de 15 e 30 mm, com misturas argônio (Ar) + dióxido de carbono (CO₂) nas proporções de 2%, 8% e 15% de CO₂, bem como arames maciço AWS ER70S-6 e tubular AWS E71T-1M. As seções transversais das juntas soldadas revelaram a formação de duas regiões distintas, sejam a região de influência laser-arco e a região de predomínio do laser, o que se deve à característica de menor penetração do arco elétrico em relação ao laser. Realizaram-se, em cada região, medições de características geométricas, análise microestrutural por técnicas de microscopia ótica e eletrônica de varredura e caracterização mecânica por ensaio de dureza por microindentação. As juntas soldadas também foram submetidas a ensaio de tração. A microestrutura diferiu significativamente entre as duas regiões: na área de influência laser-arco encontraram-se grãos maiores e predomínio de microestruturas ferríticas; a região de predominância do laser apresentou microestrutura mais acicular, com presença de bainita e martensita. Menores teores de CO₂ resultaram em soldas com microestruturas mais aciculares, provenientes de maiores taxas de resfriamento. Comportamento similar foi verificado ao comparar soldas realizadas com arame maciço e tubular: o primeiro resultou em predominância de microestruturas aciculares, enquanto o segundo favoreceu a formação de microestruturas ferríticas, além de garantir maior penetração. A caracterização mecânica revelou resistência à tração superior da junta soldada em comparação ao metal base e maiores valores de dureza na região de predominância de laser em comparação à região laser-arco.

Palavras-chave: Processo Híbrido Laser-MIG, Penetração, Microestrutura.

ABSTRACT

In this work, a study of the laser-GMAW hybrid welding applied to thick sheets was carried out. The objective is to evaluate the influence of welding gas and wire in the final microstructure of the welds, and therefore in the mechanical properties of the joints. To achieve this goal, laser-GMAW tests were carried out on structural steel EN 10025-2 S355 J2 N, on 15 and 30 mm thick sheets, with mixtures argon (Ar) + carbon dioxide (CO₂) in the proportions of 2%, 8% and 15% CO₂ as well as solid and flux-cored wires AWS ER70S-6 and AWS E71T-1M, respectively. The cross sections of welded joints showed the formation of two distinct regions, the laser-arc zone and the laser zone, which is due to the characteristic of lowest penetration of electric arc in comparison to the laser. In each region, measurements of geometric characteristics, microstructural analysis by optical and scanning electron microscopy and microhardness tests were carried out. The welded joints were also subjected to tensile tests. The microstructure differed significantly between the two regions: in laser-arc zone larger grains and predominant ferritic microstructures were found; laser region had more acicular microstructure with the presence of bainite and martensite. Lower CO₂ levels resulted in welds with more acicular microstructure, because of higher cooling rates. Similar behavior was observed when comparing welds performed with solid and flux-cored wire: the first resulted in predominantly acicular microstructures, while the second favored the formation of ferritic microstructures and ensures greater penetration. Mechanical characterization showed superior tensile strength of the weld zone compared to the base metal and higher hardness values in the laser zone when compared to laser-arc region.

Keywords: Hybrid Laser-MIG Welding, Penetration, Microstructure.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Capacidade mundial de energia eólica instalada no período de 2007 a 2015	15
Figura 2: Capacidade instalada de energia eólica no Brasil desde 2005, incluindo previsão até 2019.....	17
Figura 3: Equipamento utilizado na soldagem GMAW	22
Figura 4: As regiões de um arco elétrico	23
Figura 5: Fenômeno de emissão por campo em um arco GMAW.....	24
Figura 6: Condutividade térmica dos principais gases de soldagem em função da temperatura	25
Figura 7: Arame tubular, com destaque pra sua seção transversal	27
Figura 8: Modos de transferência metálica no processo GMAW: (a) transferência por curto-circuito;.....	28
Figura 9: Construção básica (esquemática) de um ressonador óptico (a) configuração "estável"; (b) configuração "instável"	30
Figura 10: Soldagem a laser com formação de <i>keyhole</i> (esquemático).....	32
Figura 11: Variação da inclinação da parede frontal do <i>keyhole</i> com a velocidade de soldagem.....	34
Figura 12: Comportamento do fluxo de material no <i>keyhole</i> com a variação da velocidade de soldagem: (a) baixas velocidades; (b) velocidades intermediárias; (c) altas velocidades.....	35
Figura 13: Configurações do processo HLAW: (a) <i>arc leading</i> ; (b) <i>laser leading</i>	38
Figura 14: Fluxo de material líquido nas configurações (a) <i>arc leading</i> ; e (b) <i>laser leading</i>	39
Figura 15: Regiões formadas numa solda por processo híbrido	43
Figura 16: Panorama da microestrutura da zona fundida de juntas soldadas por HLAW, mostrando a diferença entre as regiões laser-arco ("arc zone") e laser ("laser zone")	44
Figura 17: Microestrutura da zona termicamente afetada de juntas soldadas por HLAW: (a) região laser; (b) região laser-arco.....	45
Figura 18: Microestrutura da zona termicamente afetada de aço S355 J2W N soldado por HLAW: (a) zona de crescimento de grão; (b) zona de refino de grão; (c) zona parcialmente recristalizada	46
Figura 19: Passe de fixação GMAW manual nas amostras de 15 mm de espessura	50
Figura 20: Configuração da tocha GMAW e cabeçote laser.....	52
Figura 21: Aspecto visual da junta soldada na espessura de 15 mm, com Ar + 15% CO ₂ , arame maciço, corrente pulsada, distância entre as fontes de 5,0 mm, potência do laser 9,0 kW e velocidade de alimentação de arame 9,0 m/min	55
Figura 22: Aspecto visual das juntas soldadas na espessura de 15 mm, com Ar + 15% CO ₂ , arame maciço, corrente constante e distância entre as fontes igual a 5,0	

mm: Potência do laser e velocidade de alimentação de arame de (a) 9,0 kW e 8,5 m/min; (b) 8,5 kW e 6,5 m/min; (c) 8,5 kW e 7,5 m/min; (d) 8,5 kW e 8,0 m/min, respectivamente	56
Figura 23: Aparência do cordão de deposição sobre chapa de 15 mm, com Ar + 15% CO ₂ , arame maciço, corrente constante, distância entre as fontes igual a 3,0 mm, potência do laser 8,5 kW e velocidade de alimentação de arame 9,3 m/min	56
Figura 24: Aparência dos cordões de deposição sobre chapa de 15 mm, com Ar + 8% CO ₂ , arame maciço e mesma parametrização dos últimos ensaios com Ar + 15% CO ₂ : (a) corrente constante; (b) corrente pulsada.....	57
Figura 25: Aparência do cordão de deposição sobre chapa de 15 mm, com Ar + 2% CO ₂ , corrente pulsada, arame maciço, potência do laser 9,0 kW e velocidade de alimentação de arame 8,0 m/min	58
Figura 26: Aspecto visual das juntas soldadas na espessura de 15 mm	59
Figura 27: Macrografias das seções transversais das juntas soldadas na espessura de 15 mm	60
Figura 28: Razão da largura pelo reforço (fator de forma externo) dos cordões nas juntas soldadas na espessura de 30 mm. A relação pode ser compreendida como uma medida da molhabilidade do cordão.....	62
Figura 29: Penetração total do passe de soldagem híbrida nas juntas soldadas na espessura de 15 mm	63
Figura 30: Razão da penetração dos cordões pela largura da zona fundida da região laser nas juntas soldadas na espessura de 15 mm.....	64
Figura 31: Razão entre as larguras da zona fundida da região laser-arco e laser das juntas soldadas na espessura de 15 mm	65
Figura 32: Aspecto visual das juntas soldadas com arame maciço na espessura de 30 mm	66
Figura 33: Aspecto visual das juntas soldadas com arame tubular na espessura de 30 mm	67
Figura 34: Macrografias das seções transversais das juntas soldadas com 30 mm de espessura.....	68
Figura 35: Penetração total do passe complementar de soldagem híbrida nas juntas soldadas na espessura de 30 mm.....	69
Figura 36: Relação da largura pelo reforço dos cordões depositados nas juntas soldadas na espessura de 30 mm.....	70
Figura 37: Razão da penetração pela largura nas regiões laser-arco e laser para as juntas soldadas na espessura de 30 mm	71
Figura 38: Microestrutura do metal base.....	73
Figura 39: Imagem de microscopia eletrônica de varredura confirmando a estrutura perlítica do metal base	74
Figura 40: Microestrutura típica da zona fundida da região laser-arco.....	75
Figura 41: Microestrutura típica da zona fundida da região laser.....	75
Figura 42: Microestrutura das zonas fundidas (região laser-arco) das juntas soldadas na espessura de 15 mm com uso de arame maciço, Ar + 8% CO ₂ e corrente (a) constante; (b) pulsada.....	76

Figura 43: Microestrutura das zonas fundidas (região laser) das juntas soldadas na espessura de 15 mm com uso de arame maciço, Ar + 8% CO ₂ e corrente (a) constante; (b) pulsada.....	77
Figura 44: Microestrutura das zonas fundidas (região laser-arco) das juntas soldadas na espessura de 30 mm, com arame maciço, corrente pulsada e (a) e (b) Ar + 2% CO ₂ ; (c) Ar + 8% CO ₂ ; (d) Ar + 15% CO ₂	78
Figura 45: Microestrutura das zonas fundidas (região laser-arco) das juntas soldadas na espessura de 30 mm com arame tubular, corrente pulsada e (a) Ar + 2% CO ₂ ; (b) Ar + 8% CO ₂ ; (c) Ar + 15% CO ₂	79
Figura 46: Microestrutura das zonas fundidas (região laser) das juntas soldadas na espessura de 30 mm com arame maciço, corrente pulsada e (a) Ar + 2% CO ₂ ; (b) Ar + 8% CO ₂ ; (c) Ar + 15% CO ₂	81
Figura 47: Microestrutura das zonas fundidas (região laser) das juntas soldadas na espessura de 30 mm com arame tubular, corrente pulsada e (a) Ar + 2% CO ₂ ; (b) Ar + 8% CO ₂ ; (c) Ar + 15% CO ₂	82
Figura 48: Panorama geral da zona termicamente afetada (ZTA) e suas subdivisões: ZTA de grãos grosseiros (GG), ZTA de grãos finos (GF) e ZTA parcialmente recristalizada (PR).....	83
Figura 49: Microestrutura das zonas termicamente afetadas das juntas soldadas na espessura de 15 mm na condição Ar + 15%CO ₂ e corrente (a) e (b) constante; (c) e (d) pulsada	84
Figura 50: Microestrutura das zonas termicamente afetadas das juntas soldadas na espessura de 15 mm nas regiões (a) laser-arco e (b) laser	85
Figura 51: Microestrutura da zona termicamente afetada de juntas soldadas na espessura de 30 mm com emprego de arame tubular e Ar + 15% CO ₂ : (a) ZTA de grãos grosseiros; (b) ZTA de grãos finos; (c) ZTA parcialmente recristalizada	85
Figura 52: Resultados dos ensaios de dureza por microindentação nas juntas soldadas na espessura de 15 mm.....	87
Figura 53: Resultados dos ensaios de dureza por microindentação nas juntas soldadas na espessura de 30 mm.....	89
Figura 54: Aspecto visual dos corpos-de-prova submetidos a ensaio de tração na direção transversal das juntas soldadas na espessura de 30 mm com emprego de arame maciço e (a) e (b) Ar + 2% CO ₂ ; (c) e (d) Ar + 8% CO ₂ ; (e) e (f) Ar + 15% CO ₂	92

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASM: *American Society for Metals*

DBPC: Distância bico de contato - peça

FCAW: *Flux Cored Arc Welding*

GMAW: *Gas Metal Arc Welding*

HLAW: *Hybrid Laser Arc Welding*

IIW: *International Institute of Welding*

LASER: *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*

LBW: *Laser Beam Welding*

Nd:YAG: *Neodymium Doped Yttrium Aluminium Garnet*

SAW: *Submerged Arc Welding*

ZF: Zona fundida

ZTA: Zona termicamente afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	Justificativa	14
1.2	Objetivos	18
1.2.1	Objetivos específicos	18
1.3	Estrutura da dissertação	19
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	20
2.1	Soldagem a arco elétrico com proteção gasosa e alimentação de arame-eletrodo (GMAW)	21
2.2	Soldagem a laser (LBW)	28
2.3	Soldagem híbrida laser-GMAW (HLAW)	37
3	MATERIAIS E MÉTODOS	47
3.1	Materiais, insumos e equipamentos empregados nos ensaios HLAW	47
3.1.1	Materiais e insumos	47
3.1.2	Equipamentos	48
3.2	Metodologia	49
3.2.1	Ensaio de soldagem	49
3.2.2	Caracterização microestrutural e mecânica	52
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	55
4.1	Ensaio preliminar	55
4.2	Aspecto visual, macrografias e características geométricas das juntas	58
4.2.1	Amostras com 15 mm de espessura	59
4.2.2	Amostras com 30 mm de espessura	65
4.3	Análise microestrutural	72
4.3.1	Metal base	73
4.3.2	Zona fundida	74
4.3.3	Zona termicamente afetada	82
4.4	Caracterização mecânica	86
4.4.1	Ensaio de dureza por microindentação	86
4.4.2	Ensaio de tração	92
5	CONCLUSÃO	95
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	98
	REFERÊNCIAS	99

1 INTRODUÇÃO

O aço estrutural EN 10025-2 S355 J2 N é aplicado em diversos segmentos da Engenharia, como a construção civil (edifícios e pontes), estruturas *offshore*, equipamentos de mineração e torres de sistemas eólicos (1,2). Em relação à aplicação em sistemas eólicos, o processo de união convencional na construção das torres é a soldagem por arco submerso (SAW, do inglês *Submerged Arc Welding*) (3). Apesar de ser considerado um processo seguro e de baixo custo, o SAW apresenta algumas desvantagens como limitação às posições plana e horizontal, necessidade de remoção da escória após cada passe de soldagem e alto aporte térmico, o que leva a elevado nível de distorções e zonas termicamente afetadas (ZTAs) de grandes dimensões (4). O SAW é aplicado convencionalmente principalmente por possibilitar a soldagem de grandes espessuras, graças à elevada penetração advinda do processo. Entretanto, as limitações da técnica dão margem para que outros processos de alta produtividade ganhem atenção dos engenheiros de soldagem como candidatos a substituir o processo convencional, com destaque para o processo híbrido laser-arco.

Um dos processos de união mais utilizados na indústria é a soldagem a arco com proteção gasosa e eletrodo consumível *Gas Metal Arc Welding* (GMAW), devido à relativa facilidade de operação e à possibilidade de automação. A alimentação de material possibilita o controle da composição química das juntas e o processo resulta em boa reprodutibilidade e integridade estrutural. Contudo, a velocidade de soldagem no processo GMAW é limitada pela formação de defeitos (5), restringindo a produtividade máxima oferecida pela técnica. Ademais, o alto aporte térmico característico do processo é responsável por formação de ZTAs de grandes dimensões, podendo levar à fragilização localizada do material nesta região (6).

A soldagem a laser (LBW, do inglês *Laser Beam Welding*) proporciona velocidades de soldagem e penetração muito superiores ao processo GMAW, além de menor aporte térmico devido à apreciável capacidade de concentração de energia. No entanto, é um processo muito sensível ao alinhamento e usinagem das juntas, fazendo-se necessárias fixação e preparação muito cautelosas. Essa desvantagem limita muito o seu uso na indústria devido ao tempo demandado por

operações de preparação e alinhamento, bem como os custos relacionados à usinagem de juntas com pequenas tolerâncias dimensionais.

O processo de soldagem híbrida laser-arco (HLAW, do inglês *Hybrid Laser-Arc Welding*), por sua vez, baseia-se na combinação de duas fontes de calor (o feixe laser e o arco elétrico), aliando as vantagens de cada processo isoladamente e contornando suas deficiências (7). No presente trabalho é abordado o processo híbrido laser-GMAW e, por essa razão, quando usada a expressão *HLAW*, se estará fazendo referência especificamente à técnica laser-GMAW.

O processo híbrido laser-GMAW possibilita o aumento da velocidade de soldagem e da penetração em relação ao GMAW e amplifica as tolerâncias na preparação das juntas soldadas por LBW, gerando juntas com geometrias intermediárias aos processos separadamente. Por isso, o HLAW é visto como um bom candidato para substituição dos processos convencionais (8), conferindo ganhos substanciais de produtividade (9). Entretanto, por tratar-se de um processo híbrido, o HLAW é considerado um processo complexo, o que dificulta sua aceitação na indústria (10). Assim, a obtenção de bons resultados com o uso do processo híbrido está condicionada ao entendimento da influência dos parâmetros e insumos envolvidos. É nessa filosofia que o presente trabalho espera contribuir para com a literatura do processo HLAW.

1.1 Justificativa

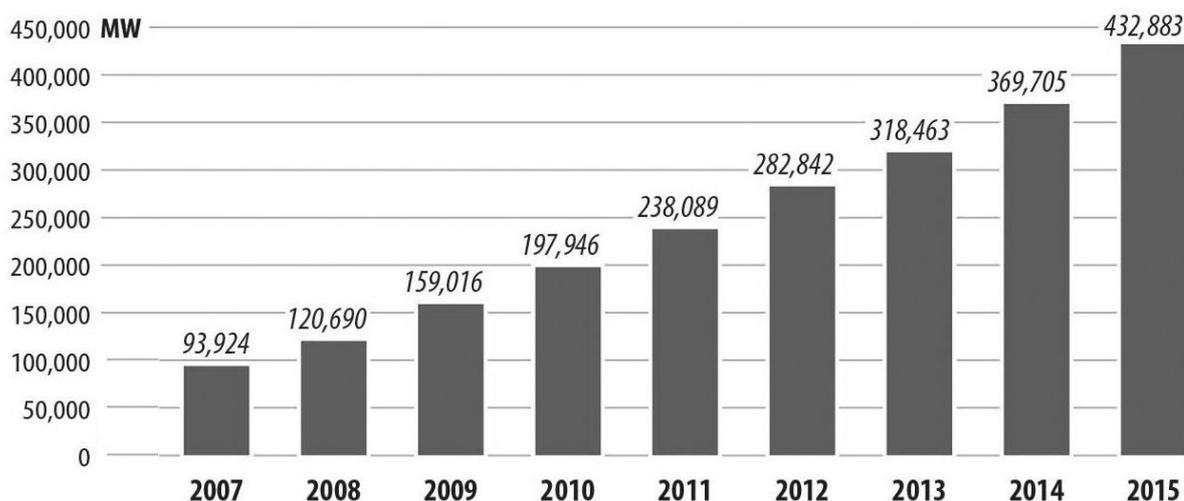
O rápido crescimento econômico do mundo globalizado traz consigo uma demanda crescente em termos de produção energética (11,12). Além disso, é inegável a preocupação mundial com temas relacionados ao meio ambiente, como aquecimento global, desenvolvimento sustentável e diminuição da emissão de poluentes. Muitos países, incluindo os emergentes, estão esforçando-se substancialmente para reduzir o impacto ambiental de suas atividades, e dentro desses esforços tem lugar de destaque a otimização do uso da energia (13).

Os combustíveis fósseis são a principal fonte de energia no mundo atual (14), sendo considerados como um dos principais fatores causadores do aquecimento global (15). Assim, a redução de seu consumo, bem como o desenvolvimento de

energias renováveis, são elementos fundamentais na estratégia de redução das mudanças climáticas no planeta (16).

O tipo de energia renovável que apresenta maior crescimento em sua utilização é a energia eólica (14), devido a vantagens importantes, como: vasta e inesgotável disponibilidade; dispensa necessidade de transporte ou exploração, levando a custos mais estáveis; geração de empregos para sociedades industrializadas e rurais; e baixo nível de impactos ambientais (17), ainda que satisfaça apenas pouco mais que 4% da demanda energética global (18). O mundo vem assistindo um aumento substancial nas instalações eólicas, tendo sua capacidade total atingido quase 433 GW ao final do ano de 2015 (19), ilustrado na Figura 1.

Figura 1: Capacidade mundial de energia eólica instalada no período de 2007 a 2015



Fonte: Adaptado de Global Wind Energy Council (20)

De acordo com a *World Wind Energy Association* (WWEA) (19), o Brasil vem se destacando no cenário mundial como um dos países com maior crescimento na capacidade de produção de energia eólica, ocupando atualmente o posto de décimo maior produtor mundial e maior produtor da América Latina. A relação dos maiores produtores de energia eólica no mundo pode ser vista na Tabela 1. Ainda segundo a mesma fonte, entre os anos de 2014 e 2015, o país apresentou um crescimento de 46,2% em sua produção de energia eólica, enquanto a média global foi de 17,2% no mesmo período.

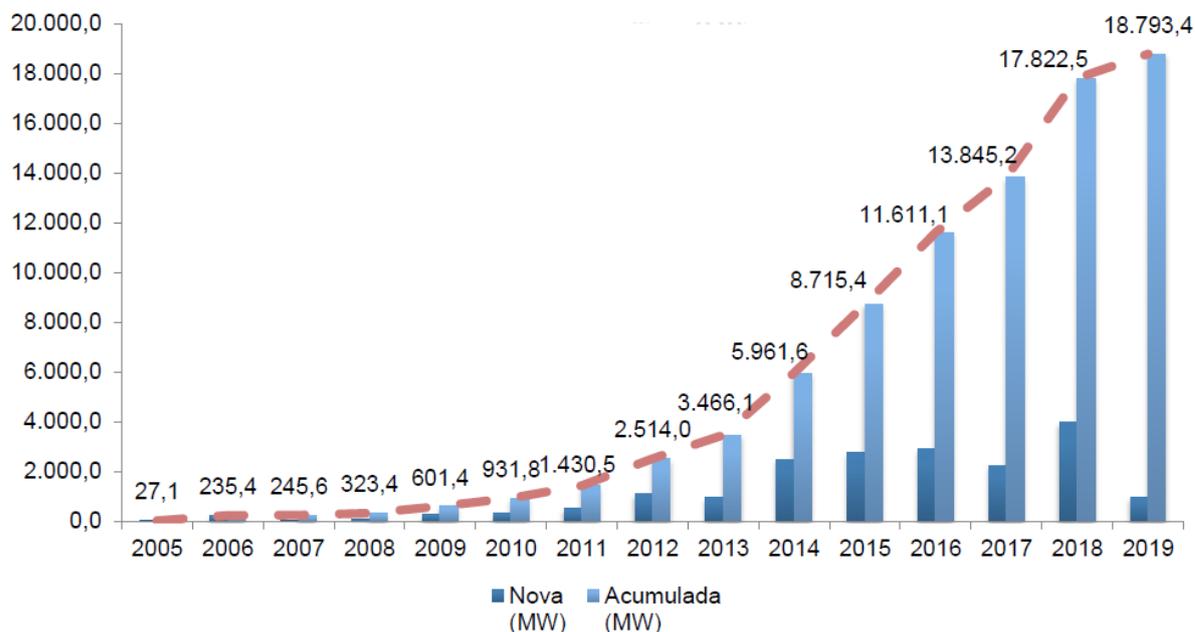
Tabela 1: Maiores produtores de energia eólica do mundo

Posição em 2015	País / Região	Capacidade total ao final de 2015 (MW)	Capacidade adicionada em 2015 (MW)	Taxa de crescimento em 2015 (%)	Capacidade total ao final de 2014 (MW)
1°	China	148.000	32.970	29,0	114.763
2°	Estados Unidos	74.347	8.598	13,1	65.754
3°	Alemanha	45.192	4.919	11,7	40.468
4°	Índia	24.759	2.294	10,2	22.465
5°	Espanha	22.987	0	0,0	22.987
6°	Reino Unido	13.614	1.174	9,4	12.440
7°	Canadá	11.205	1.511	15,6	9.694
8°	França	10.293	997	10,7	9.296
9°	Itália	8.958	295	3,4	8.663
10°	Brasil	8.715	2.754	46,2	5.962
11°	Suécia	6.025	615	11,1	5.425
12°	Polónia	5.100	1.266	33,0	3.834
13°	Portugal	5.079	126	2,5	4.953
14°	Dinamarca	5.064	217	3,7	4.883
15°	Turquia	4.718	955	25,4	3.763
	Restante do mundo	40.800	5.000	14,0	35.799
	Total	434.856	63.690	17,2	371.374

Fonte: Adaptado de World Wind Energy Association (19)

Segundo a Associação Brasileira de Energia Eólica (ABEEólica) (21), a participação dessa forma de energia na matriz energética do país é de 6,2%. A previsão da Associação é que, em 2019, o valor da capacidade de produção instalada, seja de 18,79 GW, o que representa um aumento de 115% em relação aos atuais 8,72 GW. A Figura 2 ilustra a evolução da capacidade instalada no país desde 2005, incluindo previsão até 2019.

Figura 2: Capacidade instalada de energia eólica no Brasil desde 2005, incluindo previsão até 2019



Fonte: Adaptado de Associação Brasileira de Energia Eólica (21)

De maneira geral, a quantidade (velocidade e disponibilidade) e a qualidade (estabilidade do fluxo) dos ventos aumentam com a altitude. Portanto, é uma tendência atual o desenvolvimento de torres com grande altura e diâmetro, aumentando assim a energia de saída do sistema eólico (22).

Segundo Finnding (3), as espessuras das paredes das torres de sistemas eólicos *onshore* variam de 16 a 60 mm. A torre é responsável por suportar o peso da nacelle, transmitindo os esforços à fundação. O autor afirma que a maior porção da construção de uma torre eólica, tanto em tempo como em valor agregado, está relacionada a operações de soldagem e corte sendo, portanto, essas áreas bons alvos quando se busca o aumento da produtividade na construção dos sistemas eólicos. Frisa, ainda, que a grande maioria das soldas realizadas na fabricação das torres é feita por SAW.

Existem diversos tipos de torre de turbinas eólicas, sendo as mais comuns as tubulares (que podem ser em aço, em concreto ou híbridas), as treliçadas e as estaiadas (23). No Brasil, são as mais empregadas as torres do tipo tubular em aço, seguidas pelas tubulares em concreto (23,24).

De acordo com Victor (8), a soldagem de estruturas metálicas de grandes espessuras pode ser melhorada com o uso do processo HLAW, por possibilitar

maiores velocidades de soldagem e maior penetração que o processo convencional, traduzidos em ganhos na produtividade. Kelly *et al.* (9) realizaram comparação entre os processos SAW e HLAW, em que mostraram os ganhos no que concerne a: diminuição do número de passes; menor nível de distorções; menor consumo de material de adição; e menor aporte térmico ao substituir o processo SAW pelo HLAW. O resultado foi um ganho de produtividade de 300% e diminuição de custos de produção em 150%, compensando o grande investimento envolvido no processo HLAW.

Nesse contexto, o presente trabalho visa estudar a viabilidade do uso do processo híbrido laser-GMAW na soldagem de chapas espessas em aço estrutural para aplicação na montagem de torres eólicas, visando contribuir tecnologicamente com a corrente expansão nas dimensões de tais estruturas.

1.2 Objetivos

O objetivo do trabalho é verificar a viabilidade de utilização do processo de soldagem híbrida laser-GMAW aplicado a chapas espessas (15 e 30 mm) em aço estrutural grau S355.

1.2.1 Objetivos específicos

- Desenvolver procedimentos de soldagem híbrida laser-GMAW aplicada a juntas de topo, nas espessuras de 15 e 30 mm, em posição plana, com uso de diferentes proporções da mistura de gás de proteção Ar + CO₂, bem como emprego de arames maciço e tubular;
- Efetuar comparação do modo de corrente elétrica (constante x pulsada) na estabilidade do processo, no aspecto visual dos cordões obtidos e nas características microestruturais e mecânicas das juntas soldadas;
- Avaliar a influência do gás de proteção e do metal de adição nas características metalúrgicas e mecânicas das juntas soldadas por meio de técnicas de microscopia ótica e eletrônica de varredura, bem como ensaios de tração e de dureza por microindentação, levando em conta a formação das distintas regiões laser-arco e laser.

1.3 Estrutura da dissertação

A dissertação é organizada da seguinte forma:

No (presente) primeiro capítulo, é apresentada uma introdução à soldagem híbrida laser-GMAW, acompanhada de justificativa e objetivos do estudo.

No segundo capítulo, é exibida uma revisão bibliográfica que visa à fundamentação teórica do assunto abordado. Por fins didáticos, a revisão é dividida em três partes: primeiro são tratados, individualmente, os processos de soldagem a arco com eletrodo consumível e de soldagem a laser, para finalmente ser apresentado o processo híbrido.

O terceiro capítulo apresenta os materiais e insumos utilizados e a metodologia seguida no estudo, enquanto o quarto capítulo traz os resultados obtidos, acompanhados de discussão.

No quinto capítulo são apresentadas as conclusões obtidas no estudo, seguidas pelas sugestões de trabalhos futuros, exibidas no sexto e último capítulo.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

A soldagem híbrida laser-GMAW se baseia na combinação de duas fontes de calor (laser e arco elétrico) sobre uma única poça de fusão, associando vantagens de ambas as técnicas e resultando em um processo com bom controle geométrico e químico do cordão, além de alta produtividade (25).

Devido à sua grande densidade de energia (até 10^6 W/cm²) (26), a soldagem a laser proporciona cordões com alta relação penetração/largura, pequena zona termicamente afetada (ZTA) e baixo nível de tensões e distorções. Porém, pelo motivo citado e por ser um processo autógeno (sem adição de material), admite pequena tolerância a desalinhamentos e abertura de raiz, demandando controle muito rígido na preparação das juntas e na movimentação do feixe em relação à linha central, além de tendência à formação de microestruturas frágeis (27).

Já a soldagem a arco elétrico com eletrodo consumível GMAW oferece a facilidade de preenchimento de juntas e flexibilidade em relação ao controle químico do cordão de solda (28). Entretanto, tem como característica comum a formação de microestrutura grosseira na zona fundida (ZF), de ZTAs de maiores dimensões (6), maior aporte térmico e conseqüentemente maiores níveis de distorção (29), advindos de menor densidade de energia (tipicamente 10^4 W/cm²) (26). Um dos motivos para o maior aporte térmico é a necessidade da abertura de chanfro e, conseqüentemente, da realização de soldagem multipasse para preenchimento de juntas espessas, devido à baixa penetração advinda do processo (29,30), o que por si só já é uma desvantagem considerável no que tange à produtividade.

A soldagem híbrida laser-GMAW propicia vantagens em relação a cada um dos processos particularmente. Em comparação à soldagem laser autógena, proporciona melhor preenchimento de junta, maiores tolerâncias na preparação das juntas e melhor controle de ciclos térmicos e composição química do cordão de solda. Quando confrontada com a soldagem GMAW, favorece maiores velocidades de soldagem, menor aporte térmico, baixo níveis de distorções, menores dimensões da ZTA (no processo híbrido a ZTA apresenta dimensões intermediárias aos processos individualmente) e penetração suficiente para possibilitar a soldagem em único passe (31). Por outro lado, resulta em um processo bastante complexo, uma

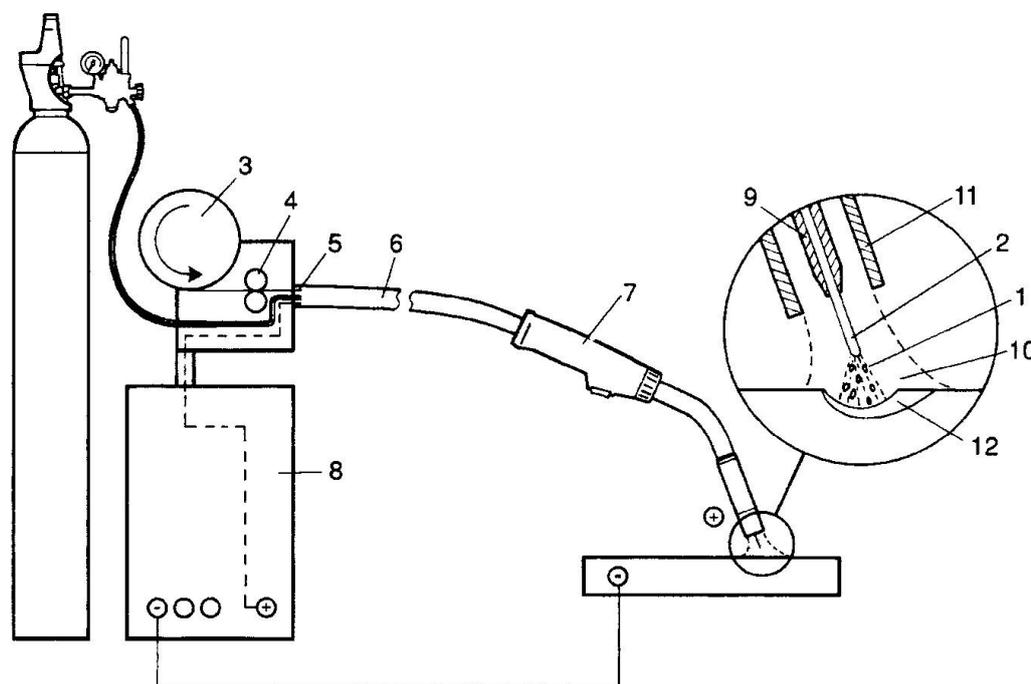
vez que reúne, além das variáveis de cada processo isolado, novas variáveis decorrentes da interação dos processos associados, o que leva à necessidade de uma compreensão adequada do processo a fim de alcançar bons resultados (32).

A seguir serão expostos os princípios de funcionamento de cada um dos processos isoladamente e, em seguida, será discutido o processo híbrido.

2.1 Soldagem a arco elétrico com proteção gasosa e alimentação de arame-eletrodo (GMAW)

O processo GMAW se caracteriza pelo uso da fonte de calor de um arco elétrico estabelecido entre a ponta de um arame eletrodo consumível, alimentado continuamente, e a peça a ser soldada. Para proteger a região da solda contra contaminantes da atmosfera, é fornecida uma proteção gasosa, sendo comercialmente mais comuns os gases argônio (Ar), hélio (He) e dióxido de carbono (CO₂) ou mistura desses, podendo ainda ser adicionadas pequenas quantidades de hidrogênio (H₂) ou oxigênio (O₂) em determinadas aplicações. Além da proteção contra oxidação do arame eletrodo, do metal fundido em transferência e da poça de fusão, os gases têm como função criar um meio ionizante propício à manutenção do arco elétrico, conferindo estabilidade ao mesmo e influenciando a transferência metálica, consumo do eletrodo e fusão do metal base, e então as propriedades mecânicas e metalúrgicas do componente soldado, bem como a geometria do cordão (33). O metal de adição (arame na forma de bobina) é alimentado continuamente por um sistema alimentador, que faz uso de roletes para impulsionar o arame até a tocha de soldagem. A Figura 3 ilustra o equipamento utilizado no processo.

Figura 3: Equipamento utilizado na soldagem GMAW

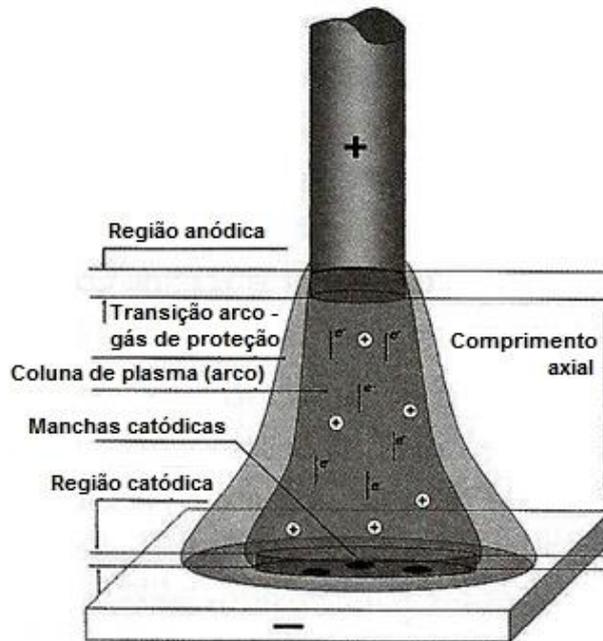


Fonte: Weman (34)

Na Figura 3, o índice [1] representa o arco elétrico, que é estabelecido entre a peça de trabalho e o arame-eletrodo [2] armazenado em uma bobina [3]. Os roletes [4], que são parte do sistema alimentador de arame, controlam a velocidade de alimentação do mesmo, que é levado de um conduíte flexível [5] ao mangote [6], por onde também passam os gases de proteção e os cabos elétricos, até a tocha [7]. Na fonte [8] são conectados os cabos elétricos, sendo no processo GMAW mais comum conectar a peça ao terminal negativo da fonte, ficando o arame eletrodo como polo positivo (essa configuração é chamada de *polaridade inversa*). A corrente elétrica viaja da fonte até o bico de contato [9] para alimentar o arco elétrico, além de ocorrer nessa região o fornecimento dos gases de soldagem [10] pelo bocal [11], promovendo a proteção da poça de fusão [12] e do metal de adição (34).

O arco elétrico em um processo de soldagem pode ser caracterizado por três regiões distintas, sejam região anódica, coluna do arco e região catódica, como mostra a Figura 4.

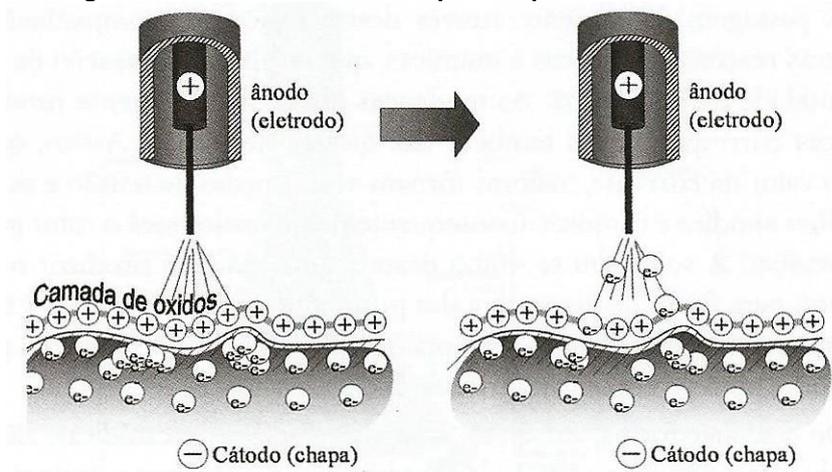
Figura 4: As regiões de um arco elétrico



Fonte: Adaptado de Scotti e Ponomarev (28)

A passagem de corrente elétrica em cada uma dessas regiões ocasiona complexas reações eletrônicas e químicas e conseqüentemente geram energia na forma de calor e luz, sendo tanto maior essa geração de energia quanto maior for o valor da corrente. O mecanismo mais aceito para a emissão de elétrons em um arco GMAW é a emissão por campo (ou emissão catódica), ilustrada na Figura 5. A emissão de elétrons ocorre mais facilmente em camadas de óxidos (28), uma vez que estes têm elétrons com menor função trabalho (energia mínima necessária para a liberação do elétron de um metal) (35). O fenômeno inicia-se com o agrupamento de elétrons sob a camada de óxidos (parte esquerda da figura), e segue-se com a quebra localizada dessa camada e a conseqüente emissão de elétrons (parte direita da figura).

Figura 5: Fenômeno de emissão por campo em um arco GMAW



Fonte: Scotti e Ponomarev (28)

Uma vez que o fenômeno de emissão por campo é favorecido pela presença de óxidos, a estabilidade do arco elétrico aumenta com a adição de gases que contém oxigênio. Por essa razão, na soldagem GMAW aplicada a aços, é comum a adição de gases contendo oxigênio (36).

Os gases, em condições normais, não são condutores de eletricidade. Para produzir um meio ionizante, é necessário estabelecer condições favoráveis, tais como altas temperaturas, pressões muito baixas ou exposição a um campo elétrico de alta intensidade. Nessas condições, os gases podem se ionizar, passando ao quarto estado da matéria, conhecido como plasma.

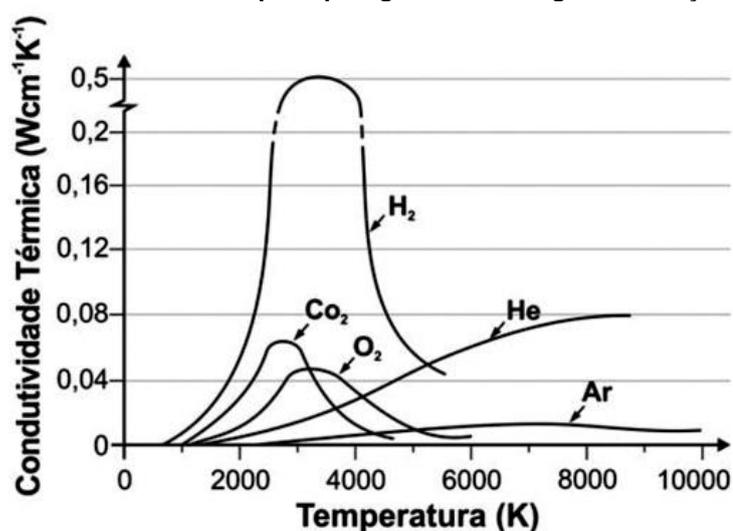
O plasma em um arco elétrico de soldagem é composto a partir dos gases de proteção e também dos vapores metálicos advindos do arame eletrodo e do metal base, sendo essa fonte de calor a responsável pela fusão do eletrodo e material base, facultando a soldagem do componente. Os gases de soldagem são caracterizados por algumas propriedades físicas e químicas, sendo as mais relevantes o potencial de ionização, a condutividade térmica e o potencial de oxidação (37).

O potencial de ionização de um gás é definido como a energia necessária para ionizá-lo, ou seja, retirar um elétron de sua camada de valência (37,38). No caso de gases moleculares, como CO_2 , O_2 e H_2 , antes de ocorrer a ionização, se sucede a dissociação (cisão das moléculas obtendo-se átomos isolados). Em um arco de soldagem, ao entrar o gás dissociado em contato com o metal base, ocorre

a recombinação dos átomos e a conseqüente liberação de calor. Esse comportamento eleva substancialmente a condutividade térmica dos gases diatômicos, ou seja, o calor gerado na peça de trabalho pelo emprego de gases diatômicos pode ser consideravelmente maior que aquele gerado pelos gases monoatômicos, se considerada uma mesma temperatura (39).

A condutividade térmica está relacionada à quantidade de calor transferido devido ao choque das partículas existentes na coluna de plasma, exercendo influência significativa na penetração do cordão de solda (33). A Figura 6 traz a condutividade térmica dos gases de soldagem mais comuns em função da temperatura, onde se pode perceber que, ao menos na faixa de temperaturas características de uma poça de fusão na soldagem de aços (1600 a 3200 K (40)), o CO₂ apresenta condutividade térmica superior ao Ar.

Figura 6: Condutividade térmica dos principais gases de soldagem em função da temperatura



Fonte: Schwedersky *et al.* (41)

Já o potencial de oxidação pode ser definido como a capacidade do gás oxidar um metal sendo, portanto, o O₂ e o CO₂ responsáveis por aumentar os valores dessa propriedade quando presentes no gás de soldagem, devido a sua capacidade de aumentar o conteúdo de oxigênio no metal de solda (37). O potencial de oxidação (PO) pode ser calculado pela Equação 1:

$$PO = \%O_2 + (0,5 \%CO_2)$$

Equação 1

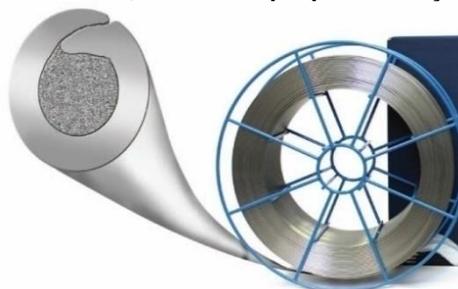
Nota-se a partir da Equação 1 que a contribuição do O₂ para o potencial de oxidação corresponde ao dobro da contribuição do CO₂, o que justifica a utilização na prática de porcentagens maiores deste do que daquele (42).

O metal de adição em geral tem composição química semelhante ao metal a ser soldado, porém é comum haver pequenas alterações com o fim de obter melhores propriedades no metal de solda. Arames utilizados na soldagem de aço carbono normalmente exibem menores teores de carbono, enxofre e fósforo, diminuindo assim a susceptibilidade do cordão a trincas, bem como teores ligeiramente maiores de elementos desoxidantes como silício e manganês, este último tendo também a função de compensar a diminuição do teor de carbono e oferecer melhores propriedades mecânicas (28).

Os eletrodos podem ser maciços ou tubulares, sendo estes últimos compostos de um “tubo” metálico envolvendo um “recheio” não-metálico (existem ainda os arames tubulares metálicos, ou *metal cored*, porém estes não serão abordados no presente trabalho). O recheio, por sua vez, consiste de um material em pó chamado de *fluxo*, que tem a função adicionar elementos de liga ao metal de solda (uma vez que é mais difícil e custoso fazer ajustes finos na composição de um arame maciço), gerar escórias protetoras e melhorar a estabilidade do arco (38).

Quando se faz uso de arame tubular, o processo passa a ser denominado por FCAW (do inglês *Flux Cored Arc Welding*). Todavia, assemelha-se bastante ao GMAW, com exceção de modificações na regulagem dos parâmetros e da possibilidade de realizar a soldagem sem o gás de proteção (“soldagem autoprottegida”, onde os fluxos são responsáveis por criar a atmosfera protetora), além de mudanças nas características de transferência metálica. A Figura 7 exibe um arame tubular, com destaque para a seção transversal do consumível.

Figura 7: Arame tubular, com destaque pra sua seção transversal



Fonte: Adaptado de Böhler Welding, disponível em <<http://www.unitedwelding.co.uk/bohler-ti46-fd-120mm-flux-cored-mig-wire-e71-t1-16kg-basket-1242-p.asp>>

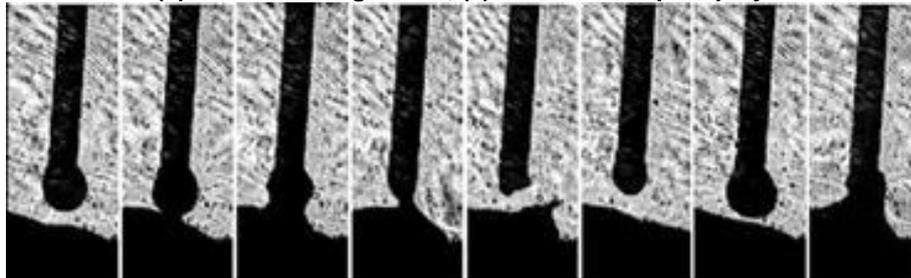
De acordo com a Sociedade Americana de Metais (ASM, do inglês *American Society for Metals*) (43), existem três tipos básicos de transferência metálica no processo GMAW: curto-circuito, globular e *spray*.

A transferência por curto-circuito (Figura 8-a) se dá a baixos valores de tensão de soldagem, quando o comprimento do arco elétrico é pequeno. O metal é transferido do arame à poça de fusão apenas no momento em que há o contato da ponta do eletrodo com o metal fundido, ou seja, quando ocorre o curto-circuito. Cada vez que ocorre o fechamento do circuito, a tensão de soldagem cai e a corrente sobe, ocorrendo o destacamento da ponta fundida do eletrodo, que se transfere à poça. A corrente deve ser alta o suficiente para promover o aquecimento do eletrodo, porém controlada a fim de não gerar muitos respingos, enquanto que a tensão de circuito aberto deve ser mantida abaixo do limite em que passaria a promover o destacamento da gota antes do curto-circuito.

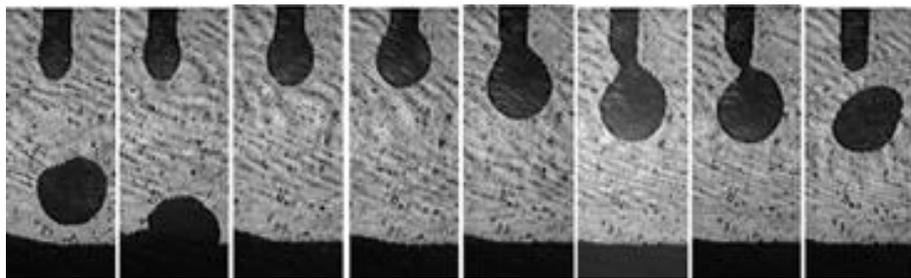
A principal característica da transferência globular (Figura 8-b) é o diâmetro da gota maior que o diâmetro do eletrodo, sendo a gota metálica muito influenciada pela força gravitacional, o que limita suas aplicações praticamente apenas à posição plana. Esse modo de transferência é caracterizado também por grande quantidade de respingos, devido ao mesmo motivo. A transferência globular ocorre a tensões moderadas a altas, o suficiente para evitar a ocorrência de curto-circuito (44), e até um valor de corrente em que não mais se forma uma gota metálica única, mas uma grande quantidade de gotas pequenas (*spray*). A essa corrente dá-se o nome de *corrente de transição*, que depende da composição e diâmetro do eletrodo, bem como do gás de proteção (43).

Ultrapassada a corrente de transição, começa a ocorrer a transferência por *spray* (Figura 8-c), caracterizada por uma projeção contínua de pequenas gotas metálicas, da ponta do eletrodo para a poça de fusão, a grande velocidade, superando os efeitos da gravidade. Esse modo de transferência gera boa estabilidade de arco, pouca geração de respingos e elevadas taxas de deposição.

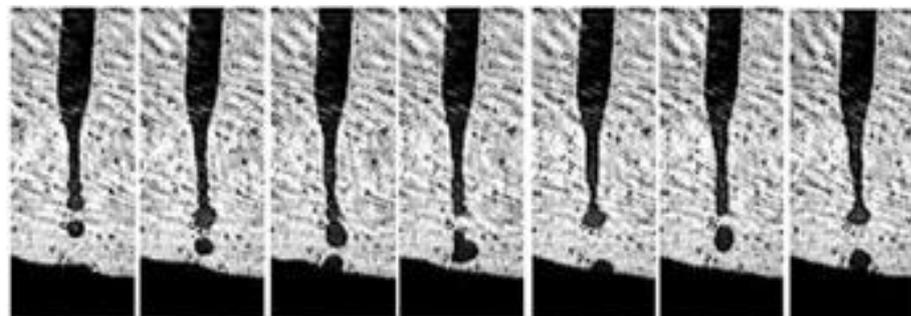
Figura 8: Modos de transferência metálica no processo GMAW: (a) transferência por curto-circuito; (b) transferência globular; (c) transferência por spray



(a)



(b)



(c)

Fonte: Adaptado de Scotti, Ponomarev e Lucas (44)

2.2 Soldagem a laser (LBW)

A palavra *LASER* é um acrônimo do inglês *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation* (em português, Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação). O laser tem como princípio básico de funcionamento o fenômeno da

emissão estimulada descoberto por Einstein em 1916: um átomo que se encontra em um estado excitado devido à incidência de uma radiação, quando estimulado por um fóton, libera outro fóton de mesma frequência, energia, fase, polarização e direção de propagação (45).

Vários materiais podem exibir o fenômeno de emissão estimulada, porém apenas alguns são capazes de gerar luz laser com potência apreciável, visto que é uma condição para a produção de luz laser que haja mais espécies (átomos, moléculas ou íons) no estado excitado que no estado de baixa energia. Em outras palavras, o tempo de meia vida das espécies no estado excitado deve ser maior que aquela do estado de baixa energia (46).

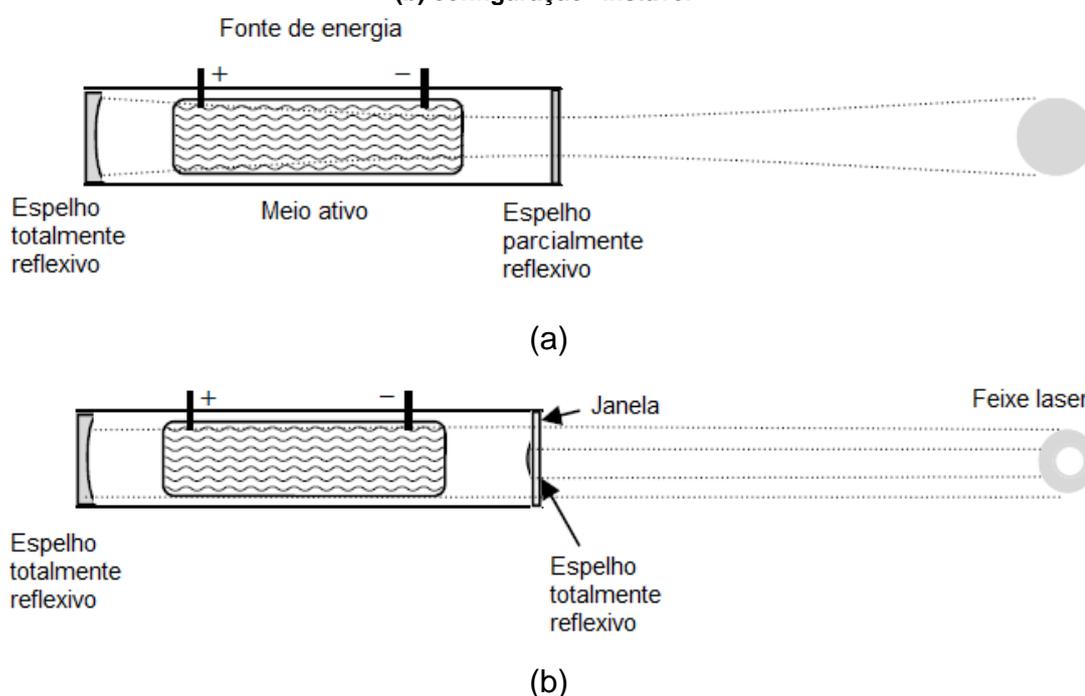
Os lasers são compostos de três elementos básicos: *meio ativo*, *fonte de energia* e *ressonador óptico*. O meio ativo é composto do material cujas espécies sofrerão o fenômeno de emissão estimulada, podendo ser um gás, um líquido ou um sólido. A fonte de energia é responsável por bombardear o meio ativo com radiação, sendo as fontes mais comuns lâmpadas tipo flash, elétrons, reações químicas, feixes de íons ou raios-X. Já o ressonador óptico pode ser entendido como um tubo contendo dois espelhos, um deles 100% reflexivo e o outro parcialmente reflexivo. Essa configuração faz com que a luz gerada pelo meio ativo seja refletida várias vezes na direção do eixo do ressonador, gerando um efeito de amplificação da mesma (47).

Um feixe laser tem algumas características marcantes, que o diferenciam da luz comum e fazem com que seja útil para diversas aplicações industriais. A luz produzida por um laser é monocromática, direcional e coerente, apenas para citar as características mais importantes. A monocromaticidade está relacionada inerentemente com o fenômeno de emissão estimulada, pois as transições entre os estados energéticos das espécies liberam luz com comprimento de onda específico, enquanto a direcionalidade e a coerência são providas pelo arranjo do ressonador óptico: apenas os raios paralelos ao eixo do ressonador são aproveitados (ocorrendo, todavia, um pequeno desvio devido à refração na saída do ressonador), garantindo a direcionalidade do feixe e a consequente viabilidade de focalizar o feixe em um ponto. Já a coerência se dá em virtude da emissão estimulada ser um

fenômeno retroalimentado dentro do ressonador óptico, sendo liberados fótons de mesma frequência e em fase (entre outras características já citadas) (47,48).

A Figura 9 ilustra as duas configurações mais comuns de um ressonador óptico utilizado na construção de um laser. Na parte (a) tem-se a configuração “estável”, utilizada tipicamente para equipamentos de até 2 kW, enquanto que na parte (b) é mostrada a configuração “instável”, mais utilizada para sistemas de maior potência, diminuindo assim a densidade de potência na saída do ressonador e evitando possíveis falhas na cavidade do mesmo devido a superaquecimento. É importante frisar que essa nomenclatura não significa que uma configuração seja “melhor” ou “mais estável” que a outra, apenas diz respeito à configuração geométrica do ressonador (49). Assim, a forma do feixe laser é definida pela forma da abertura de um ressonador com configuração “estável”, enquanto que na configuração “instável” esta depende da forma da janela na superfície de saída (47).

Figura 9: Construção básica (esquemática) de um ressonador óptico (a) configuração "estável"; (b) configuração "instável"



Fonte: Adaptado de Steen e Mazumder (47)

Os lasers podem ser classificados de acordo com o meio ativo utilizado. Os tipos de lasers mais utilizados na indústria de processamento de materiais são resumidos no Quadro 1, acompanhados de algumas características de interesse.

Os equipamentos de laser mais difundidos na indústria de processamento de materiais são o laser de CO₂ (gasoso) e os lasers de rubi e Nd:YAG (do inglês *Neodymium Doped Yttrium Aluminium Garnet*, ou granada de ítrio alumínio dopado com neodímio), ambos de estado sólido. Uma diferença marcante entre o laser de CO₂ e os de estado sólido é que o comprimento de onda gerado pelo primeiro é absorvido por fibras ópticas, limitando os sistemas de transmissão dos mesmos, o que conseqüentemente gera ônus em relação à sua capacidade de realizar movimentos complexos, problema não enfrentado pelos lasers de estado sólido (50).

Ademais, o maior comprimento de onda do laser de CO₂ faz com que a interação de seu feixe com a pluma induzida (a pluma pode ser entendida como uma forte emissão de luz clara advinda dos vapores metálicos (27,51)) seja consideravelmente maior que no caso de feixes de lasers de estado sólido, gerando um efeito conhecido de desfocalização do feixe (*beam defocusing*) (52). Por isso, na soldagem com laser de CO₂, é aconselhável o uso de He puro ou misturas Ar-He com grande porcentagem de He, devido ao maior potencial de ionização do He (24,59 V) em relação ao Ar (15,76 V) (53).

Quadro 1: Tipos de laser mais comuns para processamento de materiais

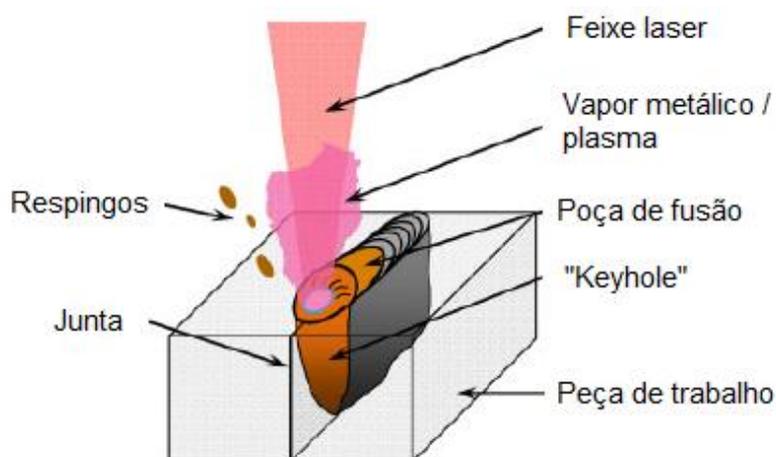
Tipo de laser	Comprimento de onda	Meio ativo	Potência média (onda contínua)
Laser de CO ₂	10,6 µm	CO ₂ -N ₂ -He (gás)	50 kW (máximo); 1-15 kW (comum)
Laser estado sólido (YAG) bombeado por lâmpada	1,06 µm	Nd ³⁺ :Y ₃ Al ₅ O ₁₂ (sólido)	10 kW (máximo)
Laser de diodo (semicondutor)	0,8-1,1 µm	InGaAsP, entre outros (sólidos)	10 kW (máximo tipo <i>stack</i>); 15 kW (máximo transmissão por fibra)
Laser estado sólido (YAG) bombeado por diodo	Aprox. 1 µm	Nd ³⁺ :Y ₃ Al ₅ O ₁₂ (sólido)	13,5 kW (máximo)
Laser de disco	1,03 µm	Yb ³⁺ :YAG ou YVO ₄ (sólidos)	16 kW (máximo)
Laser de fibra	1,07 µm	Yb ³⁺ :SiO ₂ (sólido)	100 kW (máximo)

Fonte: Adaptado de Katayama (54)

Ao incidir um feixe laser em uma superfície metálica, uma parte da energia é refletida e outra é absorvida (54,55). A porção não refletida da energia interage com a matéria, ou seja, o campo eletromagnético da luz interage com as cargas elétricas presentes na matéria. Essa interação gera uma alteração na vibração dos elétrons presentes no metal, aumentando significativamente sua temperatura e causando a fusão localizada e, dependendo da potência utilizada, até mesmo evaporação do metal e formação de uma atmosfera (plasma / pluma) composta por vapores metálicos e gases de proteção ionizados (ou parcialmente ionizados) (54,51).

Assim, de acordo com a quantidade de potência envolvida no processo, a soldagem a laser pode ser classificada em duas modalidades: até certo patamar de potência, a penetração da solda é determinada pela diferença entre as taxas de energia que é irradiada na superfície metálica e de energia que deixa a região da solda por condução através do restante da peça. Essa modalidade é conhecida como *soldagem a laser por condução*. Ultrapassado esse patamar de potência, começa a ocorrer a evaporação do metal, formando-se uma estrutura conhecida como “*keyhole*” (em português, algo como “buraco de fechadura”), que é mantida devido às forças geradas pela própria evaporação. A essa modalidade, dá-se o nome de *soldagem a laser por keyhole* (56,57), ilustrada na Figura 10.

Figura 10: Soldagem a laser com formação de *keyhole* (esquemático)



Fonte: Adaptado de You, Gao e Katayama (56)

A característica mais marcante da soldagem a laser por *keyhole* é a grande concentração de energia, permitindo altas velocidades de soldagem e promovendo soldas com grande penetração, além de ZTA de pequenas dimensões e

microestrutura da ZF refinada devido à alta taxa de resfriamento (58). No presente trabalho, apenas será tratada essa modalidade, pois são envolvidas nos experimentos amostras de grande espessura.

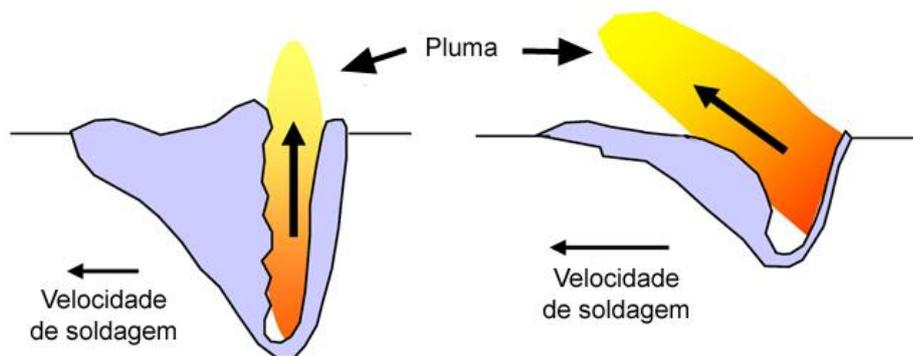
O *keyhole* demanda uma grande quantidade de potência para ser formado, porém, uma vez que essa estrutura se forma, atua como um “buraco negro”, no sentido de que a radiação que entra no *keyhole* é sujeita a múltiplas reflexões, incidindo várias vezes nas paredes do mesmo até ser direcionada para fora da cavidade, fazendo com que quase toda a radiação seja absorvida pelo metal (47,59).

Muitos são os parâmetros do processo que influenciam a penetração e a geometria das soldas. Pode-se citar o comprimento de onda, potência e diâmetro do feixe, ângulo de inclinação do feixe, distância da peça ao foco do feixe (localização do ponto focal), velocidade de soldagem, tipo e fluxo dos gases de proteção, entre outros (60). Assim, é difícil prever a penetração e a geometria de uma solda, ainda que se conheça razoavelmente a influência de cada um dos parâmetros, mantendo fixos os demais. É oportuno frisar, todavia, que devido ao grande número de variáveis envolvidas, é necessário cautela na análise da influência individual dos parâmetros, sendo importante a averiguação da interação entre estes.

Apesar de todas as incertezas envolvidas, alguns efeitos de variáveis sobre a características das soldas são conhecidos: a penetração das soldas varia praticamente de forma linear com a potência do feixe (55); a localização do ponto focal ligeiramente abaixo da superfície propicia a máxima penetração, favorecendo a formação do *keyhole* (60), podendo levar a um ligeiro aumento na largura do cordão localmente, próximo ao foco do feixe (61), além de diminuir a incidência de respingos (62); a velocidade de soldagem, dentro de certo intervalo, guarda relação inversamente proporcional com a penetração do cordão (63).

Segundo Fabbro (63), podem-se perceber distintos regimes de fluxo de material em um *keyhole* ao variar-se a velocidade de soldagem, sendo a principal responsável por tais alterações a inclinação da parede traseira do *keyhole*, que aumenta com o aumento da velocidade de soldagem, como exhibe a Figura 11.

Figura 11: Variação da inclinação da parede frontal do *keyhole* com a velocidade de soldagem



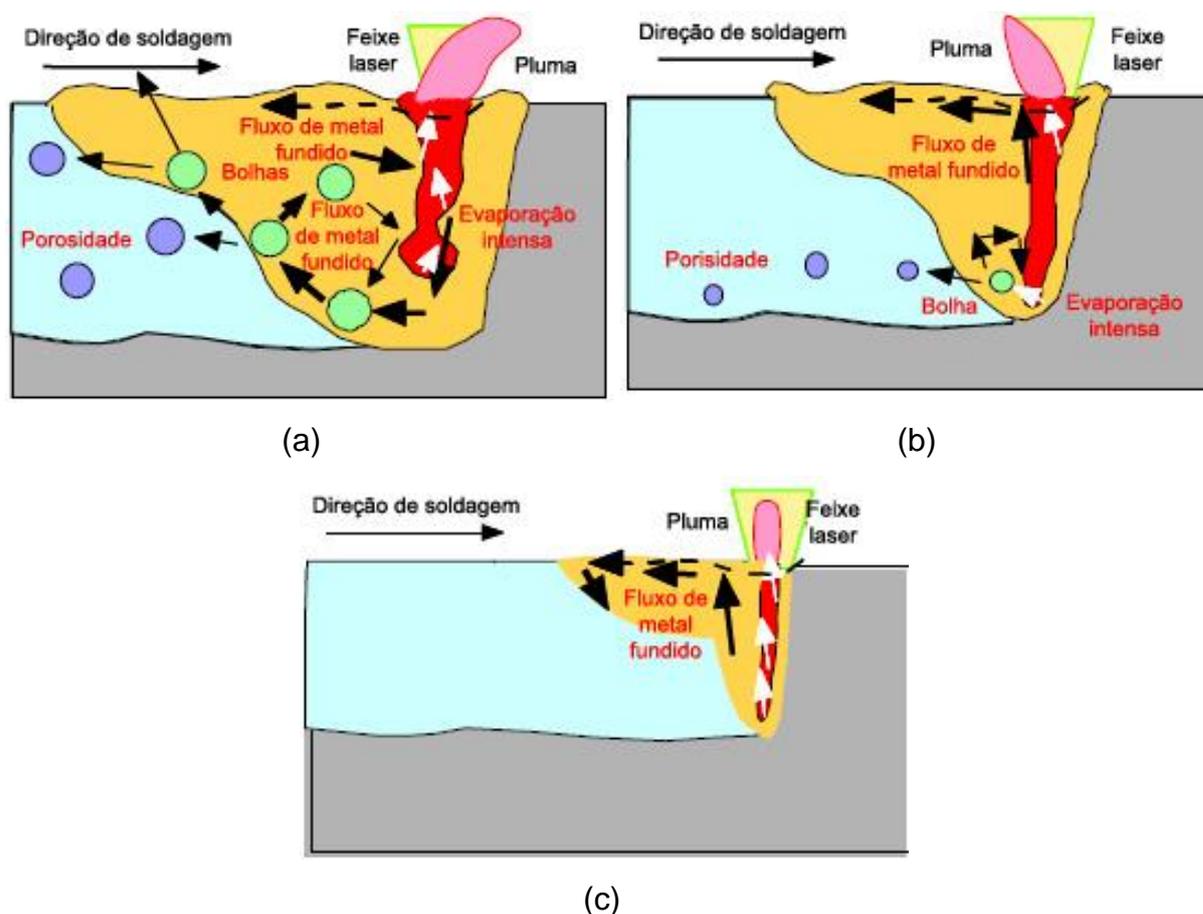
Fonte: Adaptado de Fabbro *et al.* (64)

A baixas velocidades, o *keyhole* torna-se instável, sendo observada a ocorrência de respingos e até mesmo colapso dessa estrutura, o que leva a porosidades na solda (60). Seguindo-se com o aumento da velocidade de soldagem, tem-se um *keyhole* mais alongado e com a parede traseira mais inclinada, o que por sua vez tem influência na direção de ejeção dos vapores metálicos formadores da pluma. Ainda de acordo com Fabbro (65), esses vapores são ejetados perpendicularmente em relação à parede do *keyhole*. Portanto, ao se experimentar uma parede mais inclinada, espera-se uma componente horizontal do fluxo de vapores cada vez mais apreciável, alterando a dinâmica do fluxo de material. Finalmente, continuando-se a aumentar a velocidade de soldagem, chega-se a um patamar onde são induzidos fluxos de material que levam à formação de mordeduras e de grande quantidade de respingos, limitando assim a velocidade do processo.

Katayama *et al.* (51,60,66) estudaram a formação do *keyhole* e a influência da velocidade de soldagem nessa estrutura, bem como sua relação com a formação de porosidades nas soldas. Verificaram que a baixas velocidades de soldagem (Figura 12-a), o *keyhole* tem a tendência de fechar-se, fazendo com que o feixe laser incida sobre a parede colapsada, o que gera por sua vez um fluxo de material em direção ao fundo do *keyhole* devido à pressão da evaporação de metal causada localmente e pode provocar a prisão de bolhas que levam à formação de porosidade. Com um aumento ligeiro na velocidade de soldagem (Figura 12-b), o fluxo de material passa a ser mais direcionado na direção contrária à da velocidade de soldagem, pois a pressão de evaporação é maior na parte frontal do *keyhole* que na parte traseira,

devido à menor espessura da camada de metal líquido na parte frontal em relação à parte traseira. Essa configuração pode conduzir à formação de bolhas, sendo possível a ocorrência de porosidades se as bolhas formadas não tiverem tempo suficiente para escapar do metal antes que esse se solidifique. Já a velocidades suficientemente altas (Figura 12-c), o *keyhole* alcança uma estabilidade e o fluxo de material não provoca a formação de bolhas acarretando, portanto, em soldas livres de porosidade.

Figura 12: Comportamento do fluxo de material no *keyhole* com a variação da velocidade de soldagem: (a) baixas velocidades; (b) velocidades intermediárias; (c) altas velocidades

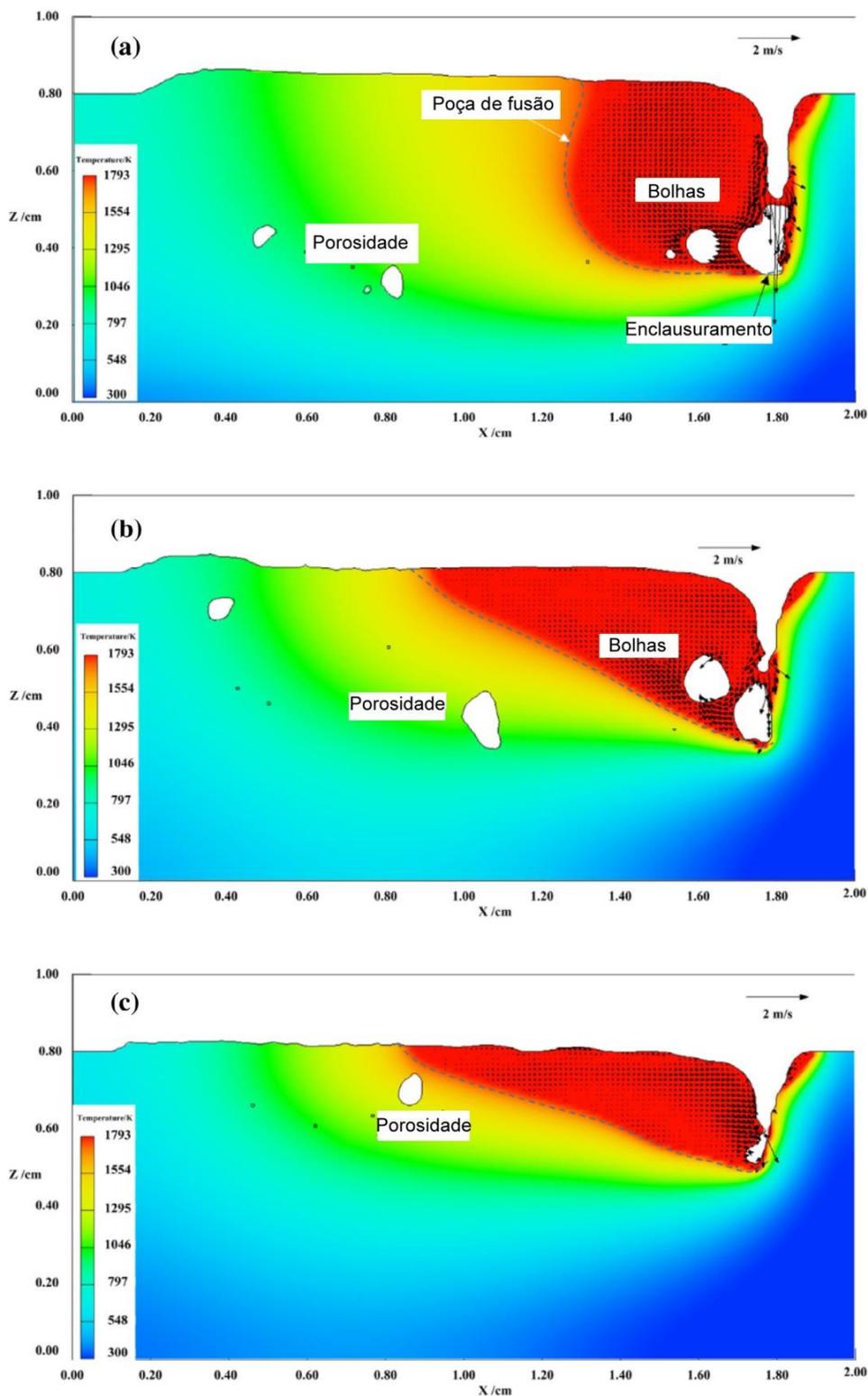


Fonte: Adaptado de Katayama, Kawahito e Mizutani (60)

Lu *et al.* (67) também estudaram o comportamento do *keyhole* e as relações do fluxo de calor e material nessa estrutura com a formação de defeitos de soldagem, relacionando o aumento da relação potência do laser / velocidade de soldagem com o alongamento do *keyhole*. A altos valores da relação potência / velocidade de soldagem, o fluxo de material fundido nas proximidades do *keyhole* é

mais intenso devido a maiores valores de pressão do vapor metálico. Esse fluxo de material pode gerar instabilidades no *keyhole*, como mostra a Figura 13.

Figura 13: Comportamento do *keyhole* com valores da relação potência do laser / velocidade (a) altos; (b) médios; e (c) altos



Fonte: Adaptado de Lu *et al.* (67)

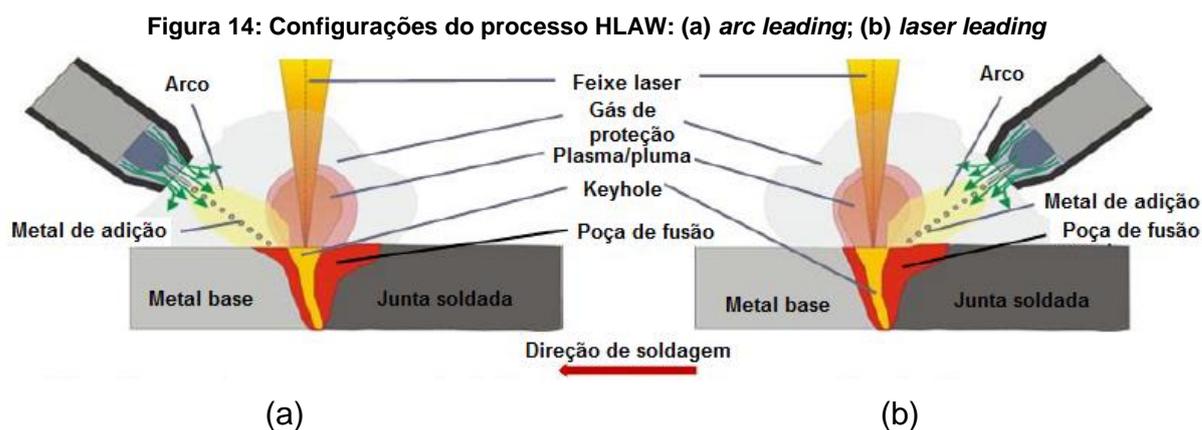
2.3 Soldagem híbrida laser-GMAW (HLAW)

A idéia básica da soldagem híbrida laser-GMAW (HLAW) é a associação dos processos de soldagem a laser e a arco elétrico GMAW a fim de reunir as vantagens e compensar as limitações de cada processo isolado, obtendo-se um processo híbrido com características sinérgicas. Em outras palavras, as vantagens do processo híbrido vão além da simples soma das vantagens de cada um dos processos constituintes.

O processo híbrido laser-GMAW permite maior tolerância geométrica na preparação das juntas e possibilita a realização de soldas com menor ocorrência de defeitos em relação à soldagem laser autógena, ao passo que proporciona velocidades de soldagem e penetração muito superiores aos processos a arco, bem como menor aporte térmico. Todavia, o processo ainda é consideravelmente sensível a desvios geométricos da junta e ao paralelismo do deslocamento das fontes de calor em relação à peça (68). Principalmente na soldagem de grandes espessuras, é necessário garantir alinhamento e usinagem da junta precisos, evitando-se aberturas de junta (*gap*) maiores que 1,0 mm (8). Ademais, devido a fenômenos de interação entre os processos associados, o HLAW é considerado um processo de alta complexidade.

Bem como na soldagem a laser, de acordo com a potência laser que se aplica, há duas modalidades no processo HLAW: no modo-estabilização (*stabilization-mode HLAW*), um feixe laser de baixa potência é usado apenas para aprimorar a estabilidade do arco elétrico, sem aumentar significativamente a penetração ou a velocidade de soldagem. Esse modo também é chamado de *soldagem a arco assistida por laser*. No modo-penetração (*penetration-mode HLAW*), a estabilização do arco continua a ser promovida pelo laser (29), porém, devido à maior potência do feixe, ocorre a formação de um *keyhole*. Assim são estabelecidas penetração e velocidade de soldagem significativas, sendo por esse motivo tal modalidade a mais utilizada na indústria (8). Mais uma vez, devido às grandes espessuras envolvidas nos experimentos do presente estudo, apenas será levada em consideração a segunda modalidade.

Outra classificação a que se pode submeter o processo HLAW é quanto ao arranjo das duas fontes de calor entre si: chama-se *arc leading* (“liderado” ou “orientado” pelo arco) à composição onde o arco é seguido pelo laser (Figura 14-a), sendo denominada *laser leading* (analogamente, “liderado” ou “orientado” pelo laser) a configuração onde o laser é posto na frente do arco elétrico (Figura 14-b) (32,69).

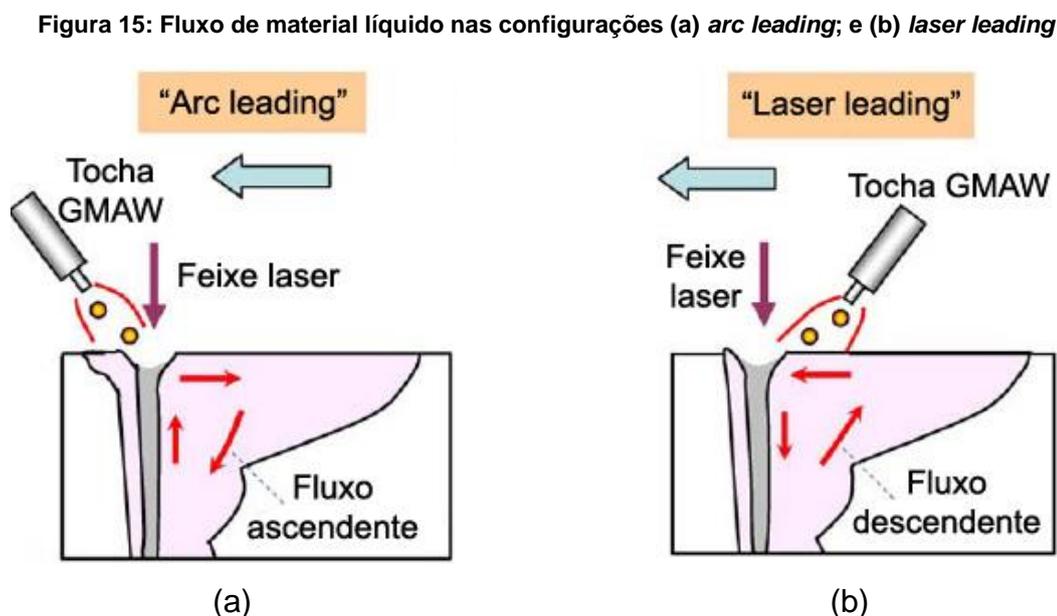


Fonte: Adaptado de Kah, Salminen e Martikainen (69)

A escolha entre as configurações *arc leading* e *laser leading*, bem como a distância entre as duas fontes de calor, estão entre as variáveis que mais influenciam as características do processo (69,70). A escolha, entretanto, depende de diversos fatores como material base, material de adição, tipo e preparação da junta, posição de soldagem, entre outros, e por isso deve ser analisada caso a caso. Na soldagem de ligas de alumínio, por exemplo, prefere-se o *laser leading*, pois esse arranjo promove a retirada da camada de óxidos pelo laser, promovendo mais estabilidade ao arco (66). Essa configuração também é indicada na soldagem com arame tubular, devido à formação de escória proveniente do fluxo. Em contrapartida, a disposição *arc leading* produz, de maneira geral, soldas com maior penetração, devido ao fato do laser incidir na poça de fusão já líquida, o que aumenta a absorção do feixe em comparação com o metal sólido (27).

Há uma diferença marcante no fluxo de material líquido dentro da poça de fusão em cada um dos arranjos, principalmente devido ao momento das gotas de material fundido e da pressão exercida pelo jato de plasma. Na configuração *arc leading* é produzido um fluxo ascendente na região próxima à parede do *keyhole*, e na direção contrária à velocidade de soldagem na região próxima à superfície da peça (Figura 15-a). Esse fluxo causa tendência ao fechamento do *keyhole*,

induzindo conseqüentemente a um processo menos estável. Por outro lado, na disposição *laser leading* o fluxo de material é descendente próximo ao *keyhole* e na mesma direção da velocidade de soldagem próximo à superfície (Figura 15-b), levando a um processo mais estável e a soldas mais homogêneas (69,71).



Fonte: Adaptado de Kah, Salminen e Martikainen (69)

A distância entre as duas fontes de calor altera o comportamento da interação entre estas, influenciando bastante na estabilidade do processo e na característica das soldas (7). Distâncias próximas de zero tem o efeito de diminuir a penetração das soldas, pois as gotas de metal em transferência se tornam obstáculo à penetração do laser (27,72), além de gerar ocorrência de respingos pela mesma razão. Por outro lado, distâncias muito grandes diminuem a interação entre os plasmas (plasma induzido pelo laser e plasma do arco), podendo inclusive eliminar o efeito sinérgico do uso de duas fontes de calor (73). Liu, W. *et al.* (74) observaram que a distância entre as fontes que maximiza a penetração das soldas pode depender do valor da corrente do arco devido a alterações na largura da coluna de plasma e, conseqüentemente, na largura da poça de fusão.

Segundo Gao *et al.* (73), há dois mecanismos de interação entre as fontes de calor: um efeito de pré-aquecimento da peça pelo arco (exclusivo da configuração *arc leading*) que, como já foi citado, aumenta a absorção do laser pela poça de fusão; e um efeito de interação entre o plasma induzido pelo laser e o plasma do arco, onde o primeiro, que goza de maior densidade de partículas, é diluído no

segundo, resultando num plasma de densidade intermediária que, por sua vez, gera menor efeito de desfocalização do feixe quando comparado ao plasma induzido pelo laser, decorrendo disso um aumento da absorção de energia pela peça.

De acordo com Zhiyong *et al.* (7), a pluma induzida pelo laser na configuração *laser leading* concebe uma atmosfera ionizada ou, no mínimo, mais propensa à ionização, facilitando a ignição e estabilidade do arco elétrico ao diminuir a resistência à passagem de corrente. A menor resistividade elétrica do plasma induzido pelo laser em relação à do plasma do arco traduz-se em um efeito benéfico no que tange à melhoria da estabilidade do arco pela associação com o laser (75,76). É evidente que quando a distância entre as fontes ultrapassa certo limite, os mecanismos de interação descritos tornam-se limitados.

Parâmetros individuais de cada um dos processos também promovem relevante influência no comportamento da poça de fusão e, por conseguinte, na geometria das soldas. Pode-se dizer que a penetração das soldas é principalmente influenciada pelo laser, enquanto que o arco exerce maior intervenção sobre a largura do cordão (77), ainda que haja interações entre os parâmetros e que a escolha de um influencie na de outro. Uma boa ilustração da interação entre variáveis decorre da depressão na poça de fusão causada pela pressão do arco e pelo momento das gotas de metal fundido em transferência (78). Aumentos na corrente e na velocidade de alimentação de arame ocasionam depressões mais significativas no metal fundido, surgindo a necessidade da utilização de uma posição focal do laser ligeiramente mais abaixo da superfície da peça, acompanhando assim o desvio na forma da superfície da poça a fim de alcançar a máxima penetração (77,79).

A capacidade de preenchimento de juntas provida pelo arco guarda forte relação com a tensão do mesmo, ao passo que aumentos nesse parâmetro levam a uma coluna de plasma mais larga, cobrindo assim área mais ampla da junta e resultando em cordões mais largos (7), também contribuindo para a largura dos cordões aumentos na corrente e diminuições da velocidade de soldagem (80). Por outro lado, a penetração das juntas está mais associada à posição focal e à potência do laser (72) de maneira semelhante ao que ocorre na soldagem a laser autógena,

porém por vezes mais acentuada que nesta, devido ao efeito sinérgico entre as fontes de calor no processo híbrido, já discutido.

A estabilidade do processo híbrido está diretamente associada ao modo de transferência metálica que, por sua vez, depende de fatores como a distância entre as fontes, tensão e corrente do arco, potência do laser e gases de proteção (75,81). Sempre que possível, deve-se buscar uma transferência por *spray*, uma vez que este é o modo que provoca menores perturbações na poça de fusão e no fluxo de gases de proteção (7,77).

Liu, S. *et al.* (81) observaram que incrementos na potência do laser aumentam o tamanho das gotas de metal em transferência e diminuem sua velocidade, devido à pressão exercida pelos vapores metálicos provenientes do *keyhole*, que aumenta o tempo de crescimento das gotas, i.e., diminui a frequência de destacamento. El Rayes *et al.* (77) perceberam menores frequências de destacamento na transferência por curto-circuito com o aumento da potência do laser, também relacionando com o aumento da ocorrência de vapores metálicos. Roepke *et al.* (82) estudaram o efeito da distância entre as fontes na transferência metálica e constataram que menores distâncias entre as fontes provocaram uma transferência mista, predominantemente por *spray*, porém com ocorrência de transferência globular com gotas de grandes dimensões e também de curto-circuito em baixa frequência (~10 Hz). Quando aumentada a distância entre as fontes, a transferência continuou sendo predominantemente por *spray*, porém foi introduzida uma transferência globular com gotas ligeiramente menores a uma frequência média (~70 Hz). Finalmente, Liu, W. *et al.* (74), ao comparar ensaios GMAW e HLAW com a mesma parametrização em relação ao arco, notaram transferências metálicas distintas: enquanto que o processo GMAW apresentava transferência por *spray*, o HLAW proporcionou transferência globular. Constataram, portanto, o determinante papel que a inserção do laser cumpre no modo de transferência metálica, relacionando-o com a geração de atmosfera ionizante, já discutida, que por sua vez leva a diminuições na tensão do arco e, em consequência, atenua a força eletromagnética responsável pelo destacamento da gota, resultando na alteração do modo de transferência metálica de *spray* para globular.

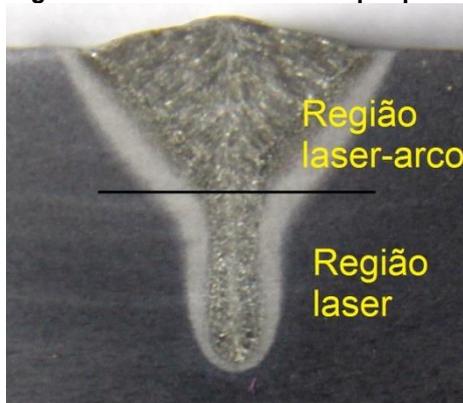
Em cada um dos processos (GMAW e LBW), os gases de soldagem cumprem papel importante, e na soldagem HLAW não é diferente. O uso de gases de proteção inertes promove a proteção dos metais, quando submetidos a altas temperaturas, da contaminação pela atmosfera. Entretanto, gases ativos podem melhorar a estabilidade do processo. Gases com alto potencial de ionização reduzem o efeito de desfocalização do feixe, porém são prejudiciais quanto à estabilidade do arco (83). Deve-se buscar, portanto, a combinação adequada para cada aplicação.

Wahba *et al.* (84) realizaram soldas por processo híbrido com 100% CO₂ como gás de proteção, e constataram maior penetração e menores níveis de porosidades em comparação à utilização de misturas com predominância de gases inertes. O aumento na penetração foi relacionado à dissociação do CO₂ em CO e O₂, este último sendo recombinado com o carbono para gerar CO, cujo aumento da pressão parcial dentro do *keyhole* aumenta sua estabilidade ao diminuir as flutuações radiais do mesmo (85). Em contrapartida, observaram grande ocorrência de respingos nos ensaios com CO₂ puro. Já Sathiya *et al.* (86) testemunharam aumento considerável na penetração de soldas com pequenas adições do O₂ (5%) e N₂ (10%) a misturas de Ar e He.

Soldas realizadas por processo híbrido apresentam, em geral, menor nível de defeitos de solidificação que uniões feitas por laser autógeno, devido à menor taxa de resfriamento proporcionada pelo uso de duas fontes de calor que, por sua vez, facilita a saída das bolhas de gás formadas durante a soldagem (87). Atabaki *et al.* (88) mostraram que há dois mecanismos formadores de poros: por aprisionamento de gases na poça de fusão; e por interação do oxigênio e elementos evaporados com o carbono dos aços. Em seu estudo, demonstraram que, com adequada combinação de parâmetros (como distância entre as fontes, ajuste do aporte térmico e aplicação de adequada mistura de gases de proteção), a formação de poros pode ser bastante diminuída. A depressão da poça de fusão causada pela pressão do plasma do arco, já discutida, também é um mecanismo facilitador da liberação de gases da poça de fusão, sendo constatada diminuição na ocorrência de porosidade com o aumento da corrente de soldagem (66).

Muitos autores (82,89,90,91,92) reportaram a formação de cordões com distintas zonas no processo HLAW (Figura 16): uma zona de influência laser-arco, próxima à superfície da peça; e uma zona de influência predominante do laser, mais afastada da superfície da solda (e, conseqüentemente, das fontes de calor). A formação dessas zonas é a evidência de que a distribuição da energia decorrente de cada fonte não é uniforme, estando o arco mais limitado à superfície, enquanto o feixe laser exerce penetração mais apreciável devido à formação do *keyhole* (91,92).

Figura 16: Regiões formadas numa solda por processo híbrido



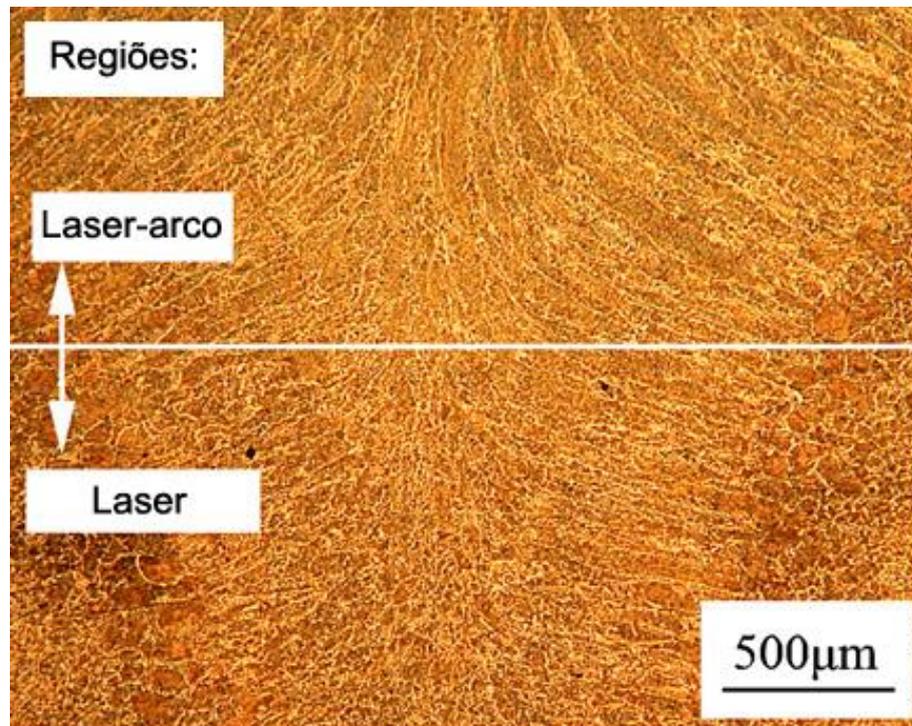
Fonte: O autor

Na zona fundida de aços carbono soldados por processo híbrido são encontradas ferrita primária, ferrita com segunda fase alinhada (ferrita de Widmanstätten), ferrita acicular, ferrita com segundas fases e perlita (91,92,93,94), com a ressalva de que estruturas decorrentes de maior taxa de resfriamento predominam na região influenciada apenas pelo laser em relação à região laser-arco, uma vez que a segunda é submetida a menores taxas de resfriamento que a primeira (74), e por isso apresenta microestrutura menos refinada e menor dureza que aquela (93,95).

Enquanto isso, a zona termicamente afetada pode ser subdividida em três regiões (da zona fundida em direção ao material base): zona de crescimento de grão; zona de refino de grão; e zona parcialmente recristalizada (92,95), sendo encontrados, analogamente à ZF, grãos menores na ZTA da região laser que na ZTA da região laser-arco. Nessas regiões, são reportadas (92,93) estruturas como perlita e ferritas de Widmanstätten, de contorno de grão e acicular.

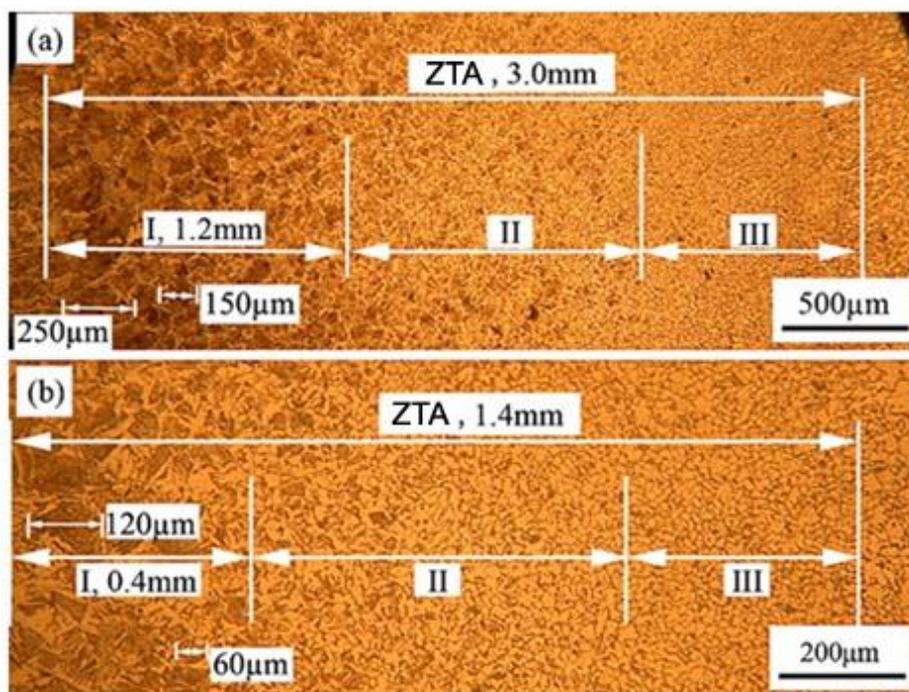
Gao *et al.* (92) reportaram uma estrutura colunar dendrítica na região laser-arco de juntas soldadas por HLAW em aço baixo carbono, enquanto que na região laser foi encontrada uma estrutura equiaxial central, ladeada por grãos colunares perpendiculares à linha de fusão. Afirmam, ainda, que a microestrutura da região laser é mais refinada que a região laser-arco. A Figura 17 ilustra as duas regiões. Em relação à zona termicamente afetada, mostrada na Figura 18, os autores identificaram a subdivisão em três zonas: I) zona de crescimento de grão; II) zona de refino de grão; e III) zona de recristalização parcial. Foi constatado que a ZTA da região laser-arco apresenta dimensões maiores que a ZTA da região laser.

Figura 17: Panorama da microestrutura da zona fundida de juntas soldadas por HLAW, mostrando a diferença entre as regiões laser-arco ("arc zone") e laser ("laser zone")



Fonte: Adaptado de Gao *et al.* (92)

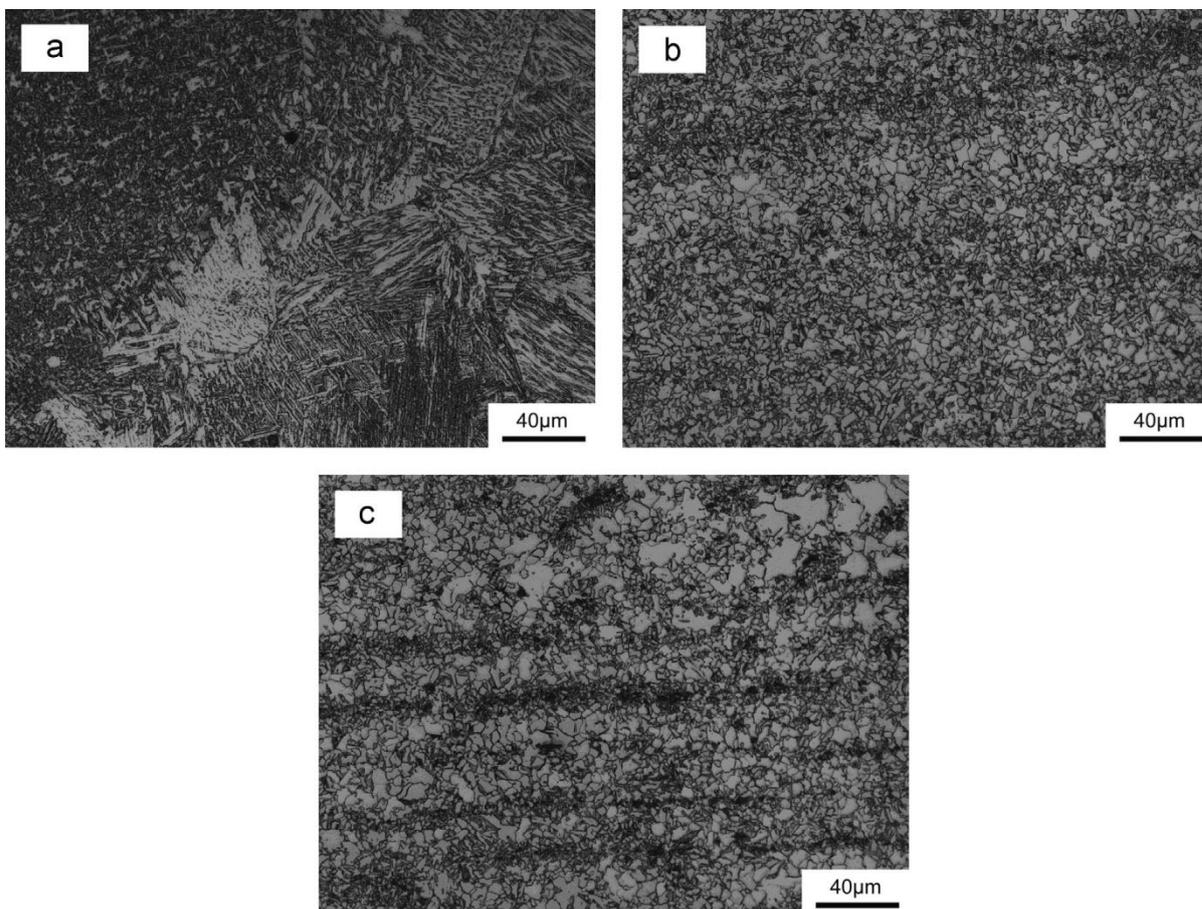
Figura 18: Microestrutura da zona termicamente afetada de juntas soldadas por HLAW: (a) região laser; (b) região laser-arco



Fonte: Adaptado de Gao *et al.* (92)

Zhen *et al.* (93) estudaram a soldagem HLAW em aço estrutural S355 J2W N e também encontraram, na ZF, microestrutura mais refinada na região laser em comparação com a região laser-arco. Os autores reportaram a presença de microestruturas ferríticas e alguma quantidade de perlita tanto na zona fundida quanto na zona termicamente afetada. Ademais, constataram a subdivisão da ZTA nas três regiões já citadas, mostradas na Figura 19.

Figura 19: Microestrutura da zona termicamente afetada de aço S355 J2W N soldado por HLAW: (a) zona de crescimento de grão; (b) zona de refino de grão; (c) zona parcialmente recristalizada



Fonte: Zhen *et al.* (93)

Em seu estudo, os autores destacam que a zona de crescimento de grão (Figura 19-a), onde predomina a estrutura de Widmanstätten, é ocasionada pelo crescimento de grão austenítico prévio devido às altas temperaturas experimentadas pela região, consequência da proximidade com a linha de fusão. Essa é a região mais crítica da ZTA, em termos de propriedades mecânicas, principalmente tenacidade. Nessa região, foram encontrados os maiores valores de dureza das seções transversais das juntas soldadas, apresentando a região laser valores dessa propriedade ligeiramente superiores às da região laser-arco.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram produzidas juntas soldadas por processo híbrido em aço estrutural nas espessuras de 15 e 30 mm, as quais foram submetidas a caracterização microestrutural e mecânica. A seguir serão descritos detalhadamente os materiais e insumos empregados no estudo, bem como a metodologia utilizada.

3.1 Materiais, insumos e equipamentos empregados nos ensaios HLAW

3.1.1 Materiais e insumos

Para realização dos ensaios de soldagem, foram utilizadas chapas em aço estrutural EN 10025-2 S355 J2 N, nas espessuras de 15 e 30 mm, ambas com largura de 120 mm e comprimento de 250 mm. Como material de adição, foram utilizados os arames-eletrodo AWS A5.18: ER 70S-6 (maciço) e AWS A5.20: E71T-1M H4 (tubular), ambos com diâmetro de 1,2 mm. A Tabela 2 apresenta as composições químicas do aço e dos eletrodos, de acordo com dados fornecidos pelos fabricantes. O fluxo do arame tubular é de natureza rutilica.

Tabela 2: Composição química do aço e dos eletrodos

Elementos de liga	Aço estrutural	Arame maciço	Arame tubular
	EN 10025-2 S355 J2 N	AWS A5.18: ER 70S-6	AWS A5.20: E 71T-1M H4
Composição química (%)			
C	0,17	0,082	0,05
Mn	1,41	1,43	1,2
Si	0,201	0,834	0,55
S	0,014	0,009	< 0,03
P	0,016	0,009	< 0,03
Al	0,026	0,001	-
N	0,0042	-	-
Cu	0,024	0,081	< 0,35
Ni	0,023	0,016	< 0,5
Cr	0,028	0,023	< 0,2
Mo	0,003	0,004	< 0,3
Nb	0,031	-	-
V	0,055	-	< 0,08
Ti	0,001	-	-
Fe	Bal	Bal	Bal

Os gases de proteção utilizados nos ensaios foram misturas Ar + CO₂, nas proporções de 2, 8 e 15% de CO₂. As misturas são fornecidas nessas proporções pelo fabricante Praxair.

3.1.2 Equipamentos

A seguir são listados os equipamentos utilizados nos ensaios de soldagem, bem como características de interesse. Os ensaios foram realizados no Centro Tecnológico AIMEN, em O Porriño, Espanha.

- Laser de disco (estado sólido) Trumpf Trudisk 16002:

Potência máxima: 16 kW;

Comprimento de onda: 1030 nm;

Qualidade do feixe: 8 mm.mrad;

Diâmetro mínimo da fibra ótica: 200 μ m;

Meio ativo: Yb:YAG.

- Cabeçote Trumpf BEO D70:

Distância focal: 200 mm;

Potência máxima: 12 kW;

Refrigerado a água;

Proteção contra respingos usando ar comprimido (pressão 5-6 bar);

Fibra ótica 200 μ m.

- Fonte Fronius TransPuls Synergic 5000:

Faixa de corrente: 3 - 500 A;

Tensão em vazio: 70 V;

Faixa de tensão de trabalho: 14,2 – 39,0 V;

Ciclo de trabalho em 10 min 40°C: 40% CT / 400 A; 100% CT / 320 A;

Potência permanente primária (100% Ciclo de Trabalho): 13,1 kVA;

IHM (comando a distância) LCD.

- Tocha Fronius Robacta 500:

Ângulo 0°;

Comprimento: 250 mm;

Diâmetro do bocal: 17,0 mm;

Refrigerada a água.

- Alimentador de arame:

Fronius VR 1500 4R/F++ Roboter;

4 roletes (2 planos superiores + 2 em forma de U inferiores);

Faixa de velocidades de trabalho: 0,5 – 22 m/min.

- Robô Reis Robotics:

Versão RLP 60-26-FT;

Seis graus de liberdade;

Repetibilidade: 0,03 mm;

Velocidade máxima: 1,5 m/s.

3.2 Metodologia**3.2.1 Ensaio de soldagem**

A etapa inicial do trabalho exigiu a preparação das amostras, cujas bordas foram submetidas a limpeza mecânica por lixamento com um disco *flap* em lixadeira elétrica manual. Todos os ensaios consistiram em soldas de topo, sem chanfro e sem espaçamento (*gap*). É oportuno dizer que, devido aos desvios de forma inerentes à usinagem (corte em serra de fita) anterior das chapas, por vezes se fez presente um pequeno *gap* (de 0,1 a 0,3 mm), sendo este medido com pequenas chapas de espessura padronizada antes de cada ensaio.

Uma vez que as amostras de 15 mm de espessura foram soldadas em único passe de soldagem híbrida, optou-se por realizar um passe de fixação GMAW manual (Figura 20) com o mesmo arame eletrodo a ser utilizado no ensaio HLAW propriamente dito, eliminando-se a necessidade do uso de gás de proteção no lado oposto da chapa (para proteção da raiz da solda), além de fornecer uma tolerância em relação à penetração do cordão em um único passe.

As amostras de 30 mm de espessura foram soldadas em dois passes, dispensando o passe de fixação. Nessas amostras se realizou um passe de soldagem em cada lado da junta, com a fixação à bancada de soldagem sendo realizada por meio de sargentos.

Figura 20: Passe de fixação GMAW manual nas amostras de 15 mm de espessura



Fonte: O autor

Após a fixação do corpo de prova à mesa, procedeu-se com o alinhamento e ajuste dos parâmetros geométricos e do cabeçote de soldagem em relação à peça. Como apresentado na revisão bibliográfica, o processo HLAW é bastante sensível ao alinhamento e à distância das fontes de calor em relação à peça, sendo portanto de suma importância um alinhamento cuidadoso. Para tal, seguiram-se os passos abaixo descritos:

- 1) Ajuste da distância focal (distância laser-peça);
- 2) Fixação do *stick-out* (extensão energizada do arame eletrodo no processo GMAW);
- 3) Ajuste da DBPC (distância bico de contato – peça) através da descida da tocha até que a ponta do arame toque a peça, mantendo o laser estático (movimento relativo entre o arco e o laser);

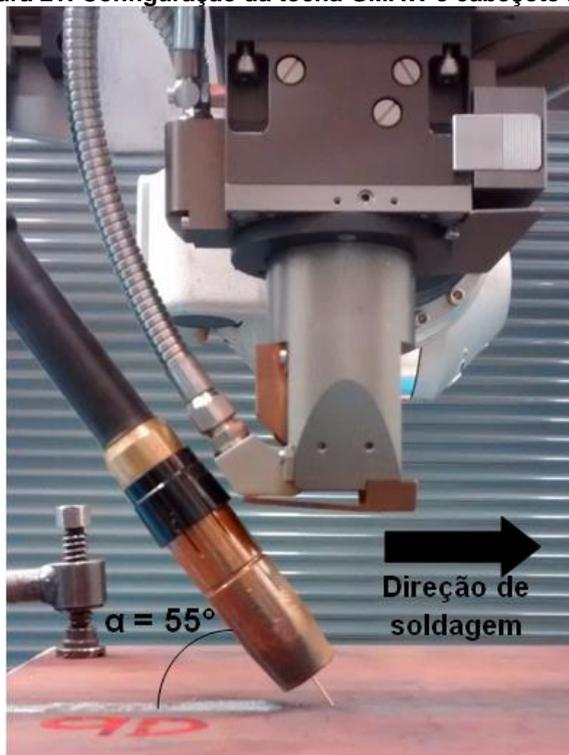
- 4) Ajuste da distância entre a ponta do arame e o ponto do feixe do laser (*spot*), ou seja, ajuste da distância laser-arco;
- 5) Ajuste da inclinação da tocha GMAW em relação à peça (ângulo de ataque);
- 6) Fixação do *spot* em dois pontos (início e final do cordão) e registro dos pontos no robô, a fim de garantir a trajetória do passe alinhada à junta;
- 7) Exame do alinhamento do arame com a junta, e se for o caso, ajuste do mesmo.

Devido à complexidade do processo HLAW, fez-se necessária a realização de ensaios preliminares de deposição sobre chapa (*bead on plate*). Nesses ensaios, foram realizados ajustes em parâmetros como a distância entre as fontes, potência do laser e velocidade de alimentação de arame, a fim de obter cordões com bom aspecto, minimizando a ocorrência de defeitos como mordeduras e respingos em excesso. Os ensaios preliminares foram feitos nas amostras com 15 mm de espessura, sendo esperado comportamento semelhante na espessura de 30 mm.

Em sequência, prosseguiu-se com os ensaios de soldagem em junta de topo, que foram realizados na configuração *laser leading*, localização do ponto focal do laser a 3,0 mm abaixo da superfície da chapa, ângulo de inclinação da tocha GMAW em relação à chapa de 55°, DBPC de 13,0 mm e fluxo de gás de proteção de 20 litros por minuto (para todas as misturas de gás utilizadas). As curvas de soldagem sinérgica utilizadas na fonte Fronius TransPuls Synergic 5000 foram a S 0783 para a corrente constante e a P 0378 para a corrente pulsada. A distância entre as fontes foi variada entre 3,0 e 5,0 mm. Devido a questões de confidencialidade de projetos realizados no Centro Tecnológico AIMEN, detalhes adicionais de parametrização não podem ser revelados. Pela mesma razão, não foram utilizados sistemas de aquisição de dados elétricos de soldagem.

A Figura 21 traz a configuração utilizada nos ensaios, mostrando a tocha GMAW, o cabeçote laser e o posicionamento relativo entre estes.

Figura 21: Configuração da tocha GMAW e cabeçote laser



Fonte: O autor

Os ensaios de soldagem em junta de topo foram divididos em duas etapas, separados por espessura dos corpos de prova e dispostos como segue:

Nas amostras de 15 mm de espessura, foram realizados ensaios apenas com arame maciço, sendo variados os gases de proteção (misturas Ar + CO₂ com 2, 8 e 15% de CO₂) e o modo da corrente elétrica (pulsada e constante), no total de seis ensaios, todos em único passe de soldagem híbrida.

Já nas amostras de 30 mm, as juntas foram soldadas com as mesmas três misturas de gases de proteção, e foram empregados ainda arames maciço e tubular, gerando mais seis ensaios, todos em dois passes.

3.2.2 Caracterização microestrutural e mecânica

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada por microscopias ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), enquanto a caracterização mecânica foi feita por ensaios de tração e de dureza por microindentação. A caracterização foi realizada no Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de

Pernambuco, com exceção dos ensaios de tração, que foram realizados no Centro Tecnológico AIMEN.

Para a caracterização microestrutural, foram cortadas com uma serra de fita seções transversais de cada chapa soldada. A seção de interesse de cada amostra foi submetida a preparação metalográfica, que consistiu de lixamento em lixa d'água nas granulometrias de 80, 120, 160, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, bem como polimento em pano metalográfico e pasta de diamante de 1 micron, ambos com uma politriz Arotec modelo Aropol 2V. O ataque químico nas amostras polidas foi feito por imersão em Nital 2%.

As amostras foram registradas com uma câmera digital Canon T3i e lente EF-S 18-135mm IS de mesma marca. A partir das macrografias foram mensurados no software ImageJ as seguintes características geométricas: largura da zona fundida (nas regiões laser-arco e laser), largura da zona termicamente afetada (idem), penetração e reforço. Não foi possível distinguir em todas as amostras a profundidade das regiões laser-arco e laser separadamente devido à transição sutil entre estas. Por essa razão, apenas foi considerada a penetração total dos passes de soldagem híbrida.

A microscopia ótica foi realizada por meio de um microscópio Olympus modelo BX51M, enquanto que a microscopia eletrônica de varredura foi executada com o microscópio de bancada Hitachi modelo TM 3000.

A identificação dos microconstituintes foi realizada com base na classificação proposta por Thewlis (96). A nomenclatura adotada é mostrada no Quadro 2.

Quadro 2: Nomenclatura adotada para identificação dos microconstituintes

Símbolo adotado	Denominação por extenso
P	Perlita (do inglês <i>Pearlite</i>)
PF	Ferrita primária (do inglês <i>Primary Ferrite</i>)
PF(G)	Ferrita primária de contorno de grão (do inglês <i>Grain Boundary Primary Ferrite</i>), ou ferrita alotriomórfica
PF(I)	Ferrita primária intragranular (do inglês <i>Intragranular Primary Ferrite</i>), ou ferrita idiomórfica
AF	Ferrita acicular (do inglês <i>Acicular Ferrite</i>)
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada (do inglês <i>Ferrite with Second Phase Aligned</i>)
FS(NA)	Ferrita com segunda fase não alinhada (do inglês <i>Ferrite with Second Phase not Aligned</i>)
B	Bainita (do inglês <i>Bainite</i>)
M	Martensita (do inglês <i>Martensite</i>)

Para os ensaios de tração, foram usinados corpos de prova de acordo com a norma ISO 4136:2012 (97), na orientação transversal ao cordão de solda. Foi utilizada uma máquina de ensaios universal Hoytom DI 600/CPC.

Os ensaios de dureza Vickers por microindentação foram realizados nas mesmas amostras submetidas à caracterização microestrutural, com um microdurômetro EmcoTest DuraScan 70. Foram realizadas duas linhas de indentações em cada amostra, uma por região (laser-arco e laser). Nas amostras com 15 mm de espessura, as indentações foram feitas a 2,0 mm de distância da borda mais próxima (borda superior para a região laser-arco e borda inferior para a região laser. Para as amostras com 30 mm de espessura, as indentações foram feitas a 2,0 mm da borda superior para a região laser-arco e a 13,0 mm da borda superior (ou seja, a 2,0 mm do centro da espessura da amostra) para a região laser. Em todos os ensaios foi respeitada a distância mínima entre as indentações de 2,5 vezes a média das diagonais das mesmas, como sugere a norma ASTM E384-16 (98). A carga utilizada foi de 0,5 kgf e o tempo de indentação de 10 segundos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Ensaios preliminares

Foram realizados ensaios de soldagem HLAW preliminares em cada uma das condições de proteção gasosa, os quais proporcionaram a fixação de alguns parâmetros do processo. Estudos prévios de soldagem híbrida realizados no Centro Tecnológico AIMEN serviram como ponto de partida nesse trabalho.

Para a condição Ar + 15% CO₂, não foi difícil obter uma junta soldada com boa aparência com uso de corrente pulsada, com distância entre as fontes de 5,0 mm (Figura 22). Nesse cordão, não foram observados defeitos como mordeduras ou formação de respingos. A velocidade de soldagem para todos os ensaios preliminares foi de 17 mm/s (1,02 m/min).

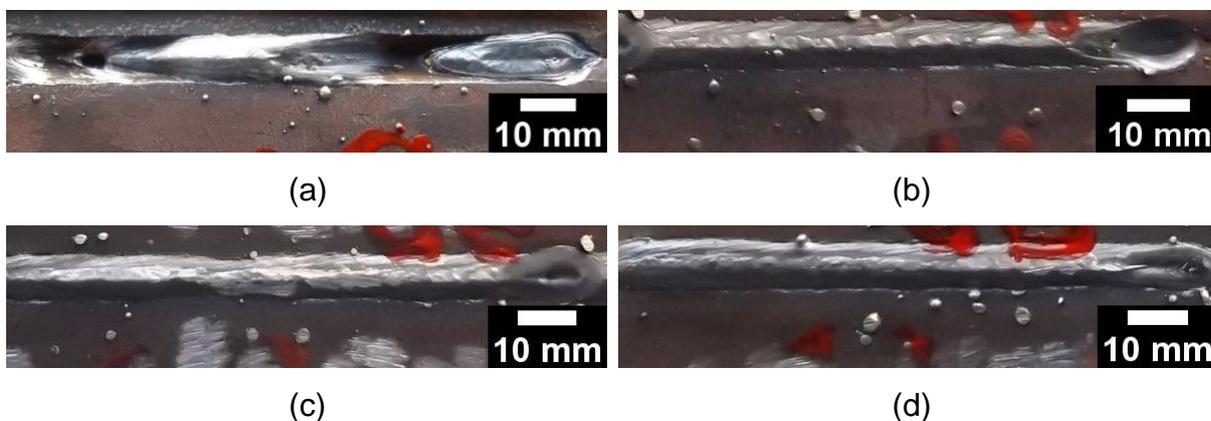
Figura 22: Aspecto visual da junta soldada na espessura de 15 mm, com Ar + 15% CO₂, arame maciço, corrente pulsada, distância entre as fontes de 5,0 mm, potência do laser 9,0 kW e velocidade de alimentação de arame 9,0 m/min



Fonte: O autor

Os primeiros ensaios com corrente constante, todavia, resultaram em juntas com grande quantidade de respingos nas proximidades dos cordões, visíveis na Figura 23. A fim de tentar contornar o problema, foram feitos ajustes na potência do laser e na velocidade de alimentação de material, porém não foi possível evitar a excessiva formação de respingos.

Figura 23: Aspecto visual das juntas soldadas na espessura de 15 mm, com Ar + 15% CO₂, arame maciço, corrente constante e distância entre as fontes igual a 5,0 mm: Potência do laser e velocidade de alimentação de arame de (a) 9,0 kW e 8,5 m/min; (b) 8,5 kW e 6,5 m/min; (c) 8,5 kW e 7,5 m/min; (d) 8,5 kW e 8,0 m/min, respectivamente



Fonte: O autor

Uma vez que não se conseguiu evitar a ocorrência dos respingos com os ajustes anteriormente descritos, a distância entre as fontes foi alterada de 5,0 para 3,0 mm e a velocidade de alimentação de arame aumentada para 9,3 m/min, mantendo-se a potência do laser em 8,5 kW. Esta nova configuração resultou em um cordão com melhor aparência, e diminuiu sensivelmente a formação de respingos. A melhoria dos resultados é visível na Figura 24.

Figura 24: Aparência do cordão de deposição sobre chapa de 15 mm, com Ar + 15% CO₂, arame maciço, corrente constante, distância entre as fontes igual a 3,0 mm, potência do laser 8,5 kW e velocidade de alimentação de arame 9,3 m/min



Fonte: O autor

Qin *et al.* (99) estudaram a soldagem híbrida laser-GMAW com pulsação de corrente e reportaram que aumentos na corrente de soldagem levam à necessidade de maior separação entre as fontes de calor para obtenção da máxima penetração, atribuindo o comportamento à expansão da poça de fusão e da coluna do arco com o aumento da corrente. Concluíram que, para obter máxima penetração, o laser deve estar focalizado na região frontal do arco ou da poça, sendo essa localização dependente das dimensões destes que, por sua vez, são influenciadas por

parâmetros do processo. Na soldagem GMAW com corrente pulsada, a corrente de pulso é, em geral, muito maior que a corrente de base (100), e a poça de fusão é expandida no período de pulso (101), gerando agitação do material líquido na poça (102).

Assim, é possível que a melhoria na estabilidade do processo em corrente constante após a diminuição da distância laser-arco esteja relacionada às alterações dimensionais do arco elétrico e da poça de fusão causadas pela mudança na característica da corrente de soldagem. O fato é que a diminuição na formação dos respingos foi tão sensível que se decidiu por utilizar a nova distância entre as fontes nos ensaios de corrente constante subsequentes, mantendo-se os 5,0 mm nos ensaios com corrente pulsada.

Na condição Ar + 8% CO₂ (Figura 25), foram obtidos cordões de deposição sobre a chapa de boa aparência fazendo-se uso da mesma parametrização dos últimos ensaios com Ar + 15% CO₂. Não foram constatados problemas como mordeduras ou formação excessiva de respingos, corroborando a reprodutibilidade da configuração escolhida.

Figura 25: Aparência dos cordões de deposição sobre chapa de 15 mm, com Ar + 8% CO₂, arame maciço e mesma parametrização dos últimos ensaios com Ar + 15% CO₂: (a) corrente constante; (b) corrente pulsada



(a)



(b)

Fonte: O autor

Em seguida, nos ensaios com uso de Ar + 2% CO₂, outra vez foi encontrada dificuldade na utilização da corrente constante. Com esse tipo de corrente, não foi possível realizar ensaios com estabilidade para a formação de um cordão aceitável. Somado isso ao fato da corrente pulsada ter resultado em cordões de melhor aparência nos ensaios anteriores, foi decidido seguir-se com os experimentos apenas com uso da corrente pulsada. A Figura 26 exibe o último cordão realizado com sucesso durante os ensaios preliminares, onde foi utilizado Ar + 2% CO₂, corrente pulsada e a mesma parametrização dos ensaios que resultaram em cordões com boas características visuais nas demais proporções da mistura de gases de proteção.

Figura 26: Aparência do cordão de deposição sobre chapa de 15 mm, com Ar + 2% CO₂, corrente pulsada, arame maciço, potência do laser 9,0 kW e velocidade de alimentação de arame 8,0 m/min



Fonte: O autor

A partir dos ensaios preliminares, foi constatada a formação de cordões com boa aparência quando utilizada corrente pulsada, sendo possível inclusive repetir a mesma parametrização para as três misturas de gás de soldagem.

O uso da corrente constante, por sua vez, demandou a alteração de parâmetros como a distância entre as fontes de calor, a potência do laser e a velocidade de alimentação de material, revelando a complexidade do processo híbrido. Embora tenha sido possível a realização de cordões em corrente constante com Ar + 15% CO₂ e Ar + 8% CO₂, não foi possível evitar por completo a geração de respingos nessas condições. Quando empregado Ar + 2%CO₂, apenas foi possível formar um cordão com bom aspecto visual com o uso da corrente pulsada.

4.2 Aspecto visual, macrografias e características geométricas das juntas

A seguir são exibidos o aspecto visual das juntas soldadas e as macrografias de suas seções transversais, onde foram medidas características geométricas dos

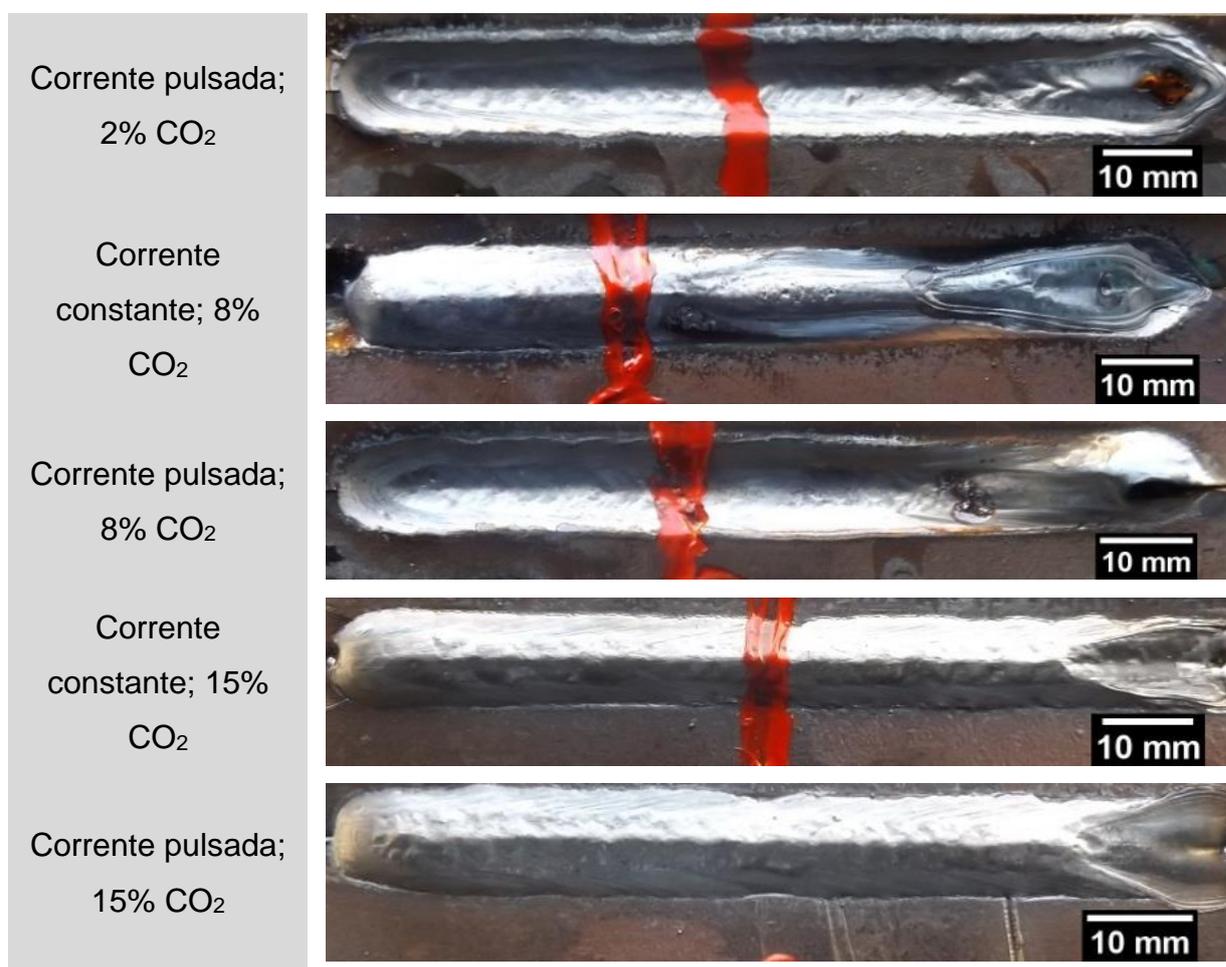
cordões. Os resultados são divididos em função da espessura das chapas, e é discutida a influência dos parâmetros de soldagem nas citadas características.

4.2.1 Amostras com 15 mm de espessura

A aparência dos cordões realizados nas amostras de 15 mm de espessura é mostrada na Figura 27, enquanto as macrografias de suas seções transversais são exibidas na Figura 28. Em ambas as figuras, se faz ausente a configuração Ar + 2% CO₂ em corrente constante, devido às dificuldades na soldagem das juntas nessa configuração, discutidas na seção 4.1. Ensaio preliminares.

A condição Ar + 8% CO₂ e corrente constante resultou em um cordão com aparência irregular, principalmente na região próxima ao final do cordão. Esse resultado, que novamente atesta a instabilidade da configuração em corrente constante, ratificou a não continuidade dos ensaios com esse tipo de corrente. As demais juntas soldadas apresentaram bom aspecto visual, como mostra a Figura 27.

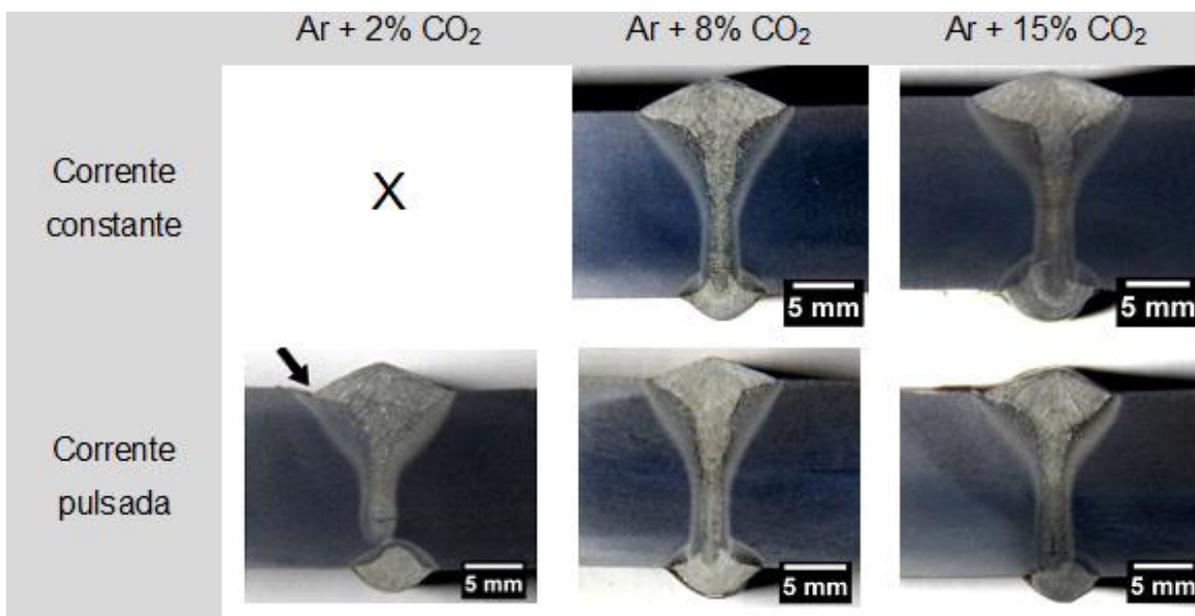
Figura 27: Aspecto visual das juntas soldadas na espessura de 15 mm



Fonte: O autor

Por meio da observação da Figura 28, é possível perceber algumas características geométricas das juntas soldadas, as quais foram medidas e são apresentadas e comentadas a seguir.

Figura 28: Macrografias das seções transversais das juntas soldadas na espessura de 15 mm



Fonte: O autor

Na condição Ar + 2% CO₂, o uso da corrente pulsada possibilitou a soldagem da junta, ainda que não se tenha conseguido evitar por completo a presença de mordeduras (perceptível na parte superior esquerda da citada amostra na Figura 28, como destacado). De qualquer maneira, a dimensão da mordedura encontrada é menor que o limite máximo estabelecido pelas normas ISO 13919-1:1996 (103) e ISO 5817:2003 (104).

Segundo Mendez e Eagar (105), mordeduras na soldagem a arco são formadas devido à formação de um fino filme de metal líquido na poça de fusão, cuja solidificação prematura nas bordas da poça dificulta a molhabilidade do metal líquido em relação ao metal base, gerando assim cavidades nas margens do cordão. De acordo com Frostevarg e Kaplan (106), as mordeduras no processo HLAW podem ser evitadas com alterações na forma da poça de fusão e no fluxo de metal líquido, na química e na termodinâmica do processo, através da correta escolha de parâmetros como gás de proteção, metal de adição e parâmetros elétricos.

A adição de gases ativos como o CO₂ tem o efeito de diminuir a tensão superficial da poça de fusão, resultando em cordões com maior molhabilidade (39). Ademais, por ser o CO₂ um gás de maior condutividade térmica que o Ar, o aumento na quantidade de CO₂ na mistura resulta em aumento da temperatura da coluna de plasma. O maior calor advindo do plasma provavelmente foi responsável pela diminuição da viscosidade na poça, melhorando a molhabilidade e evitando assim a formação de mordeduras.

É possível notar, a partir da observação das macrografias, a sensibilidade do processo em relação ao alinhamento da peça em relação ao cabeçote de soldagem. Ainda que tenham sido tomados todos os cuidados durante o alinhamento da junta em relação ao cabeçote de soldagem, é perceptível na Figura 28 algum desalinhamento das fontes de calor em relação à junta, notório tanto pela assimetria da região laser-arco quanto pelo desvio entre o eixo central dos passes híbrido e de fixação (passe GMAW manual). A formação de mordedura em apenas um lado na amostra soldada com Ar + 2% CO₂ também é uma evidência do desalinhamento. Acredita-se que o comportamento das juntas seria melhorado bastante com o uso de sistemas de soldagem adaptativos que, entre outras funções, são capazes de corrigir a trajetória do cabeçote de soldagem a fim de compensar desvios de forma na junta (56).

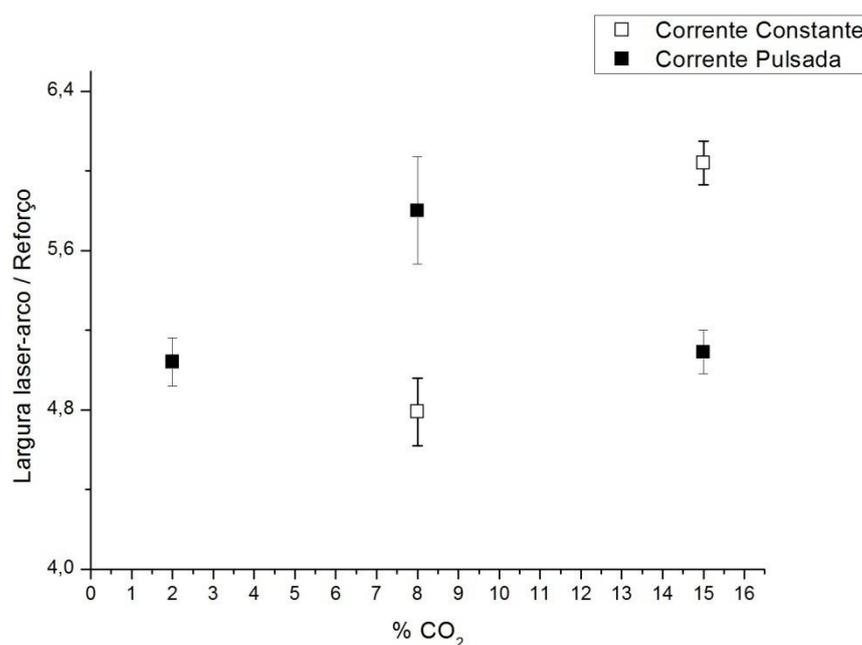
Ainda, na junta soldada com corrente pulsada e Ar + 15% CO₂, percebe-se uma trinca de solidificação na parte inferior da região laser, defeito inaceitável pelas normas ISO 13919-1:1996 (103) e ISO 5817:2003 (104).

Gebhardt *et al.* (107) estudaram a formação de trincas de solidificação em juntas espessas soldadas por HLAW, relacionando-as com a segregação de elementos de menor solubilidade na matriz, e concluíram que uma estratégia efetiva para a mitigação da formação desses defeitos é o aumento da relação velocidade de alimentação de arame / potência do laser.

A Figura 29 ilustra a razão da largura dos cordões pelo reforço. A relação é comumente chamada de “fator de forma externo”, e pode ser vista como uma medida da molhabilidade do metal adicionado à junta. Na condição de corrente constante, é possível notar a maior molhabilidade do cordão soldado com Ar + 15%

CO₂ em relação àquele com 8% CO₂. Entretanto, nas juntas soldadas com corrente pulsada, o fator de forma externo apresenta um ponto de máximo para a condição Ar + 8% CO₂ e é praticamente o mesmo para as demais condições.

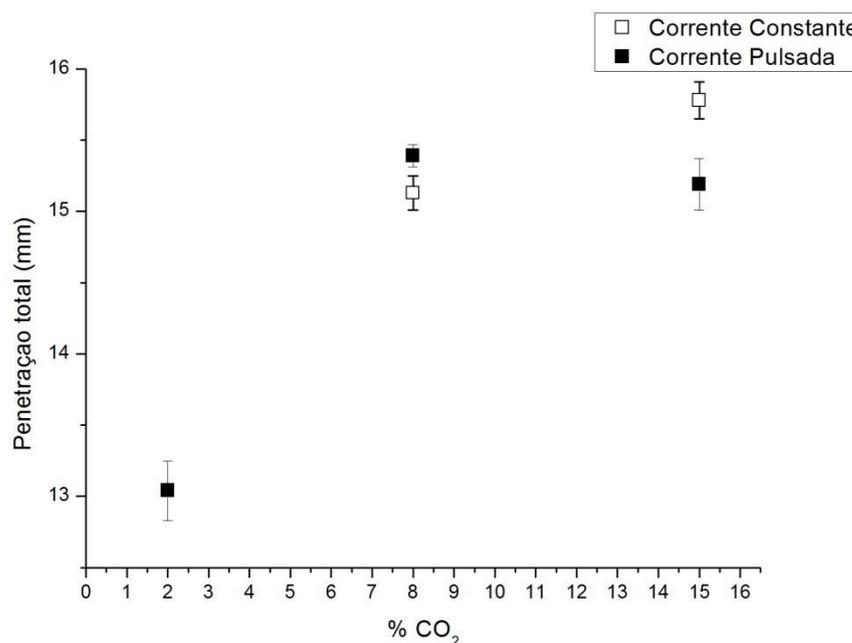
Figura 29: Razão da largura pelo reforço (fator de forma externo) dos cordões nas juntas soldadas na espessura de 30 mm. A relação pode ser compreendida como uma medida da molhabilidade do cordão



Fonte: O autor

As juntas soldadas com Ar + 8% CO₂ e Ar + 15% CO₂, tanto em corrente pulsada quanto em corrente constante, apresentaram penetração suficiente para a geração de interseção das zonas fundidas de soldagem híbrida e do passe manual GMAW (parte inferior das seções transversais na Figura 28), enquanto na condição Ar + 2% CO₂ não foi conseguida a interseção, tornando essa junta inaceitável pelos critérios das normas ISO 13919-1:1996 (103) e ISO 5817:2003 (104).

Esse comportamento é consequência do aumento do calor do plasma proporcionado pela maior quantidade de CO₂ na mistura. Todavia, não foi constatada diferença relevante na penetração entre os ensaios com 8% e 15% CO₂, nas duas condições de corrente elétrica, sugerindo que pode haver um limite do efeito de aumento da penetração com a quantidade de CO₂ na mistura com Ar. Os valores das penetrações são exibidos na Figura 30.

Figura 30: Penetração total do passe de soldagem híbrida nas juntas soldadas na espessura de 15 mm

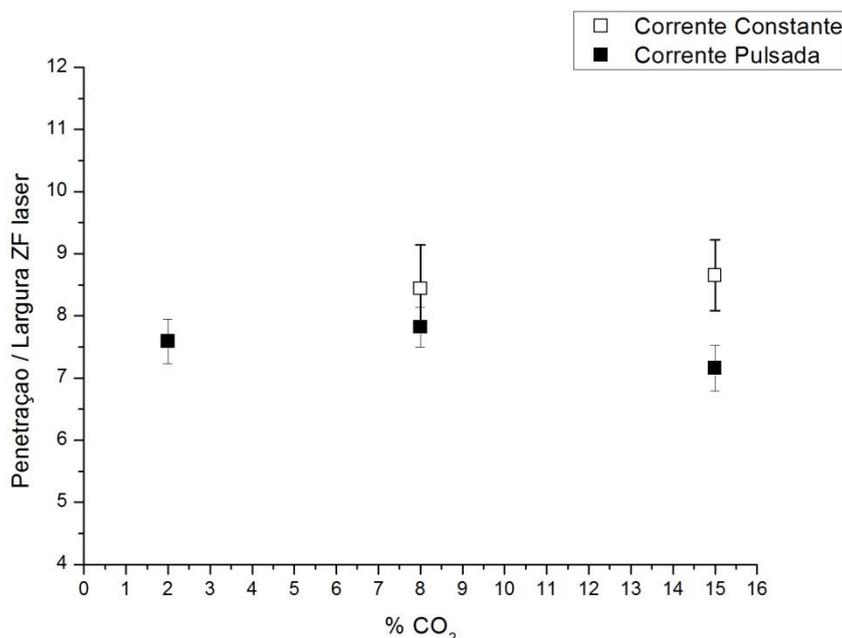
Fonte: O autor

Contudo, ao considerar a razão da penetração pela largura da ZF na região de domínio do laser, presente na Figura 31, observa-se que a corrente constante proporciona maiores valores da relação, independente da quantidade de CO₂ na mistura. Em outras palavras, a configuração em corrente constante resultou em cordões mais delgados e profundos, ainda que tenha sido aplicada uma potência de laser menor nos ensaios em corrente constante. Esse comportamento foi relacionado à diminuição da distância entre as fontes de calor.

A diminuição da potência do laser parece ter influenciado mais na largura da região de domínio do laser que na penetração total do passe de soldagem, visto que a penetração dos cordões não diferiu significativamente entre as amostras com 8% e 15% CO₂, em ambos os tipos de corrente (Figura 30). Ainda que seja desejável maximizar a penetração, é importante perceber que zonas fundidas de menor largura resultam em maiores taxas de resfriamento, podendo alterar microestrutura e propriedades da região. Uma vez que as penetrações dos cordões não diferem significativamente entre as juntas soldadas com diferentes formas de corrente, as uniões realizadas na configuração em corrente constante são mais susceptíveis à formação de microestruturas frágeis na região de predominância do laser devido ao

motivo citado. Como visto na revisão bibliográfica, essa região é crítica em termos de tenacidade.

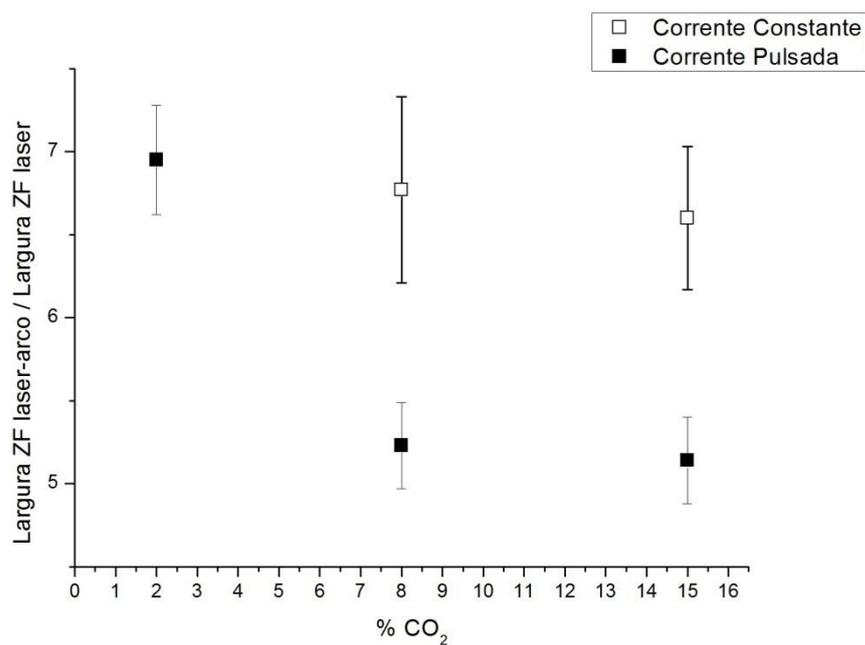
Figura 31: Razão da penetração dos cordões pela largura da zona fundida da região laser nas juntas soldadas na espessura de 15 mm



Fonte: O autor

A relação entre as larguras das regiões laser-arco e laser, exibida na Figura 32, revela que a configuração em corrente constante resulta em maiores valores do quociente, com exceção da condição Ar + 2% CO₂, onde a inexistência da condição corrente constante impossibilita a comparação. Analisando somente as demais condições, é constatado um aumento da influência do arco em relação ao laser no arranjo em corrente constante. Esse fato pode ser explicado pela menor potência do laser e pela maior velocidade de alimentação de material (e conseqüentemente maior valor de corrente elétrica) na condição corrente constante em relação à pulsada, ou seja, pelo aumento da potência do arco elétrico em relação à potência do laser.

Figura 32: Razão entre as larguras da zona fundida da região laser-arco e laser das juntas soldadas na espessura de 15 mm



Fonte: O autor

4.2.2 Amostras com 30 mm de espessura

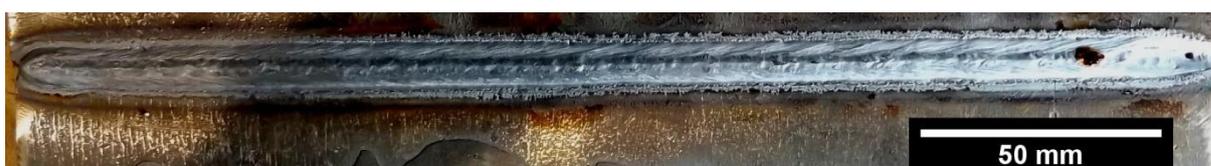
Nas juntas com 30 mm de espessura, foram obtidos cordões com bom aspecto visual e ausência de defeitos superficiais, tanto com emprego de arame maciço, exibidos na Figura 33, quanto com arame tubular, Figura 34.

Figura 33: Aspecto visual das juntas soldadas com arame maciço na espessura de 30 mm

2% CO₂; Passe de raiz



2% CO₂; Passe complementar



8% CO₂; Passe de raiz



8% CO₂; Passe complementar



15% CO₂; Passe de raiz



15% CO₂; Passe complementar



Fonte: O autor

Figura 34: Aspecto visual das juntas soldadas com arame tubular na espessura de 30 mm

2% CO₂; Passe de raiz



2% CO₂; Passe complementar



8% CO₂; Passe de raiz



8% CO₂; Passe complementar



15% CO₂; Passe de raiz



15% CO₂; Passe complementar



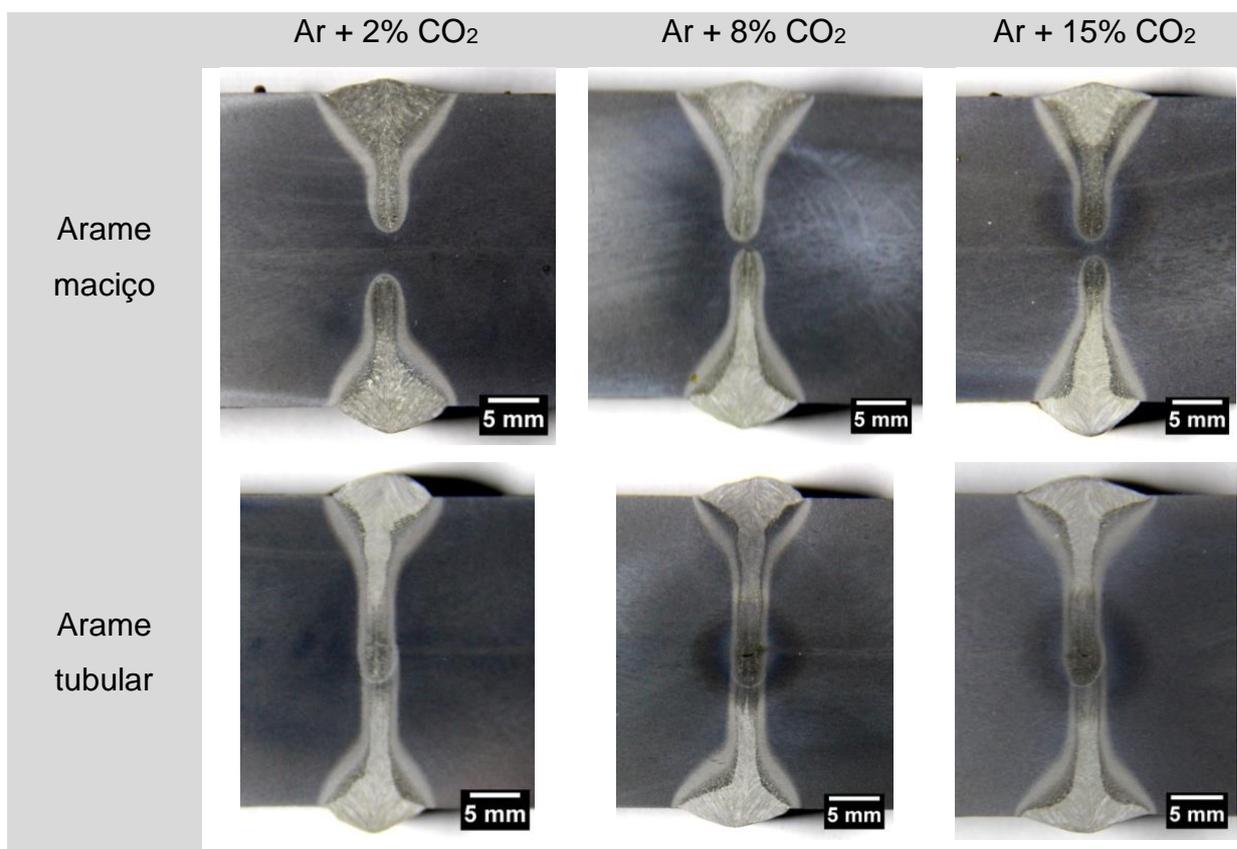
Fonte: O autor

Nas juntas soldadas com arame maciço (Figura 33), percebe-se a formação de uma escória (pontos de coloração marrom na superfície dos cordões) que fica

aderida à superfície dos cordões. Segundo Scotti e Ponomarev (28), óxidos vítreos são formados pela interação de elementos desoxidantes (como Mn e Si) com o oxigênio e vão normalmente para a superfície do cordão após a solidificação. Apesar de não terem sido medidas as quantidades de óxidos em cada um dos cordões, as fotografias sugerem uma maior proporção destes com o aumento da quantidade de CO₂ (e conseqüentemente de oxigênio) na mistura do gás de proteção. Nas amostras soldadas com arame tubular (Figura 34), não foi observada a formação desses óxidos, sendo uma possível causa as menores quantidades de elementos desoxidantes na composição química dos eletrodos (Tabela 2).

Na Figura 35, são exibidas as macrografias das seções transversais das juntas soldadas na espessura de 30 mm, tanto com arame maciço quanto com arame tubular.

Figura 35: Macrografias das seções transversais das juntas soldadas com 30 mm de espessura



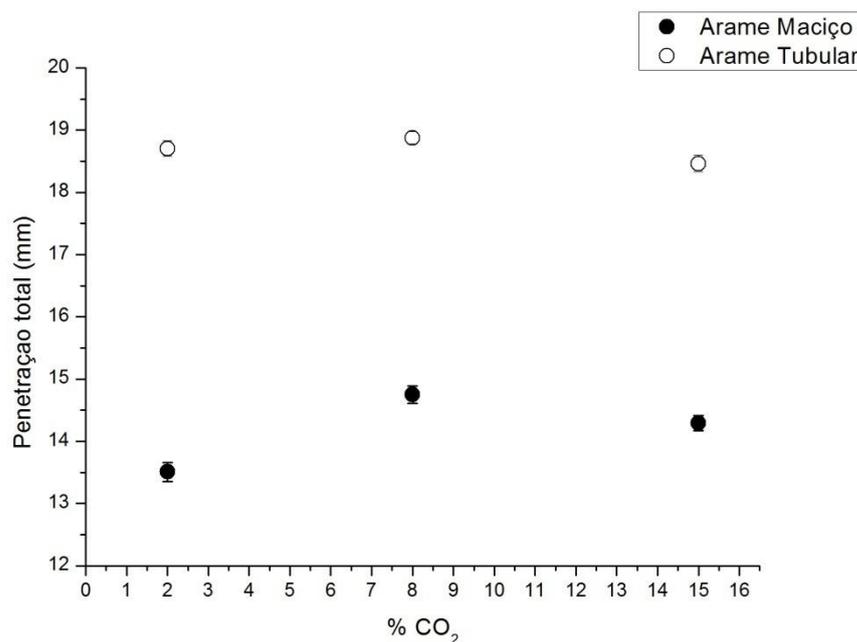
Fonte: O autor

Ao observar a Figura 35, é possível destacar a diferença de magnitude da penetração entre as amostras soldadas com arame maciço e tubular. Nenhuma das juntas soldadas com arame maciço apresentou penetração total, ou seja, não houve

interseção entre os passes realizados em cada lado das amostras. De acordo com a norma ISO 13919-1:1996 (103), a falta de penetração torna a junta soldada na condição Ar + 2% CO₂ inaceitável, enquanto as outras duas amostras em arame maciço seriam aceitáveis apenas em aplicações de nível de qualidade moderada (nível D).

A configuração com emprego do arame tubular, por sua vez, aumentou a penetração significativamente, o que provavelmente está relacionado às maiores densidade de corrente e taxa de deposição proporcionadas pelo emprego desse consumível em comparação ao arame maciço (38). O gráfico da Figura 36 ilustra o comportamento. É importante fazer a ressalva de que as características de transferência metálica influem bastante o comportamento da penetração, porém no estudo não foi possível verificar essa influência

Figura 36: Penetração total do passe complementar de soldagem híbrida nas juntas soldadas na espessura de 30 mm



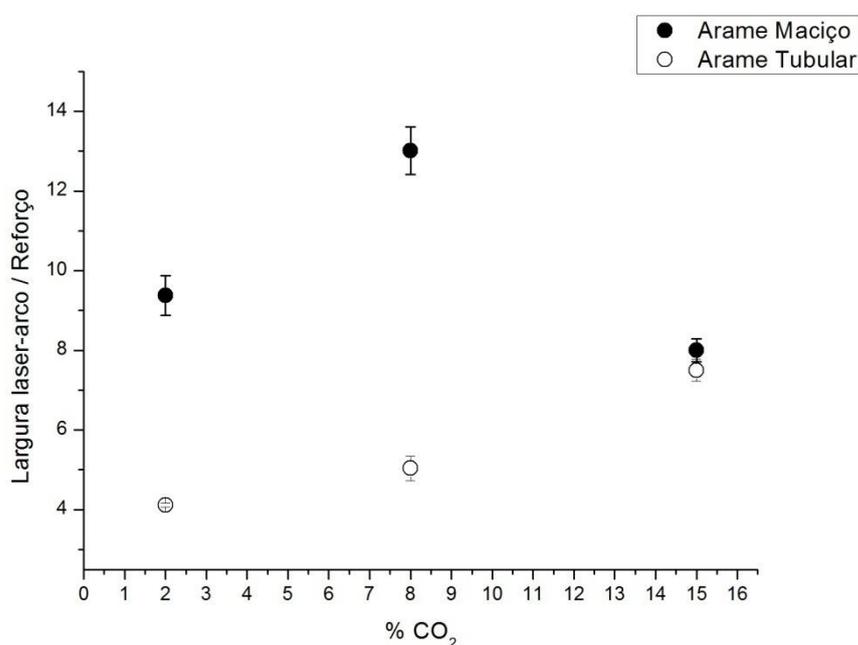
Fonte: O autor

É oportuno frisar que foram utilizadas as mesmas potência do laser e velocidade de soldagem, respectivamente de 10 kW e 13 mm/s, nos arranjos com ambos os tipos de arame. Entretanto, a configuração com arame tubular proporcionou uma maior velocidade de alimentação de arame: enquanto o arame maciço foi alimentado com velocidades entre 5 e 6 m/min para todas as proporções

de Ar e CO₂ envolvidas, o arame tubular foi adicionado a taxas de 10,2; 9,5 e 9,0 m/min quando se utilizou 2%, 8% e 15% CO₂, respectivamente. É interessante perceber o sinergismo do processo híbrido: alterações em parâmetros do arco produziram resposta em uma região de predominância do laser, mesmo sendo mantidos inalterados os parâmetros dessa fonte.

A Figura 37 exibe a relação da largura pelo reforço dos cordões depositados com arame maciço e tubular, sendo encontrados valores superiores para a condição arame maciço. Esse resultado pode estar relacionado às características de solidificação rápida do fluxo rutilico (38), de maneira a não permitir o espalhamento do metal fundido na poça, o que leva à formação de cordões mais estreitos devido ao menor tempo disponível para que o material fundido se espalhe na superfície do metal base. O fluxo rutilico é designado para cumprir a função de formador de escória e controlador da viscosidade da poça de fusão (108), além de favorecer a estabilidade do arco elétrico (38).

Figura 37: Relação da largura pelo reforço dos cordões depositados nas juntas soldadas na espessura de 30 mm



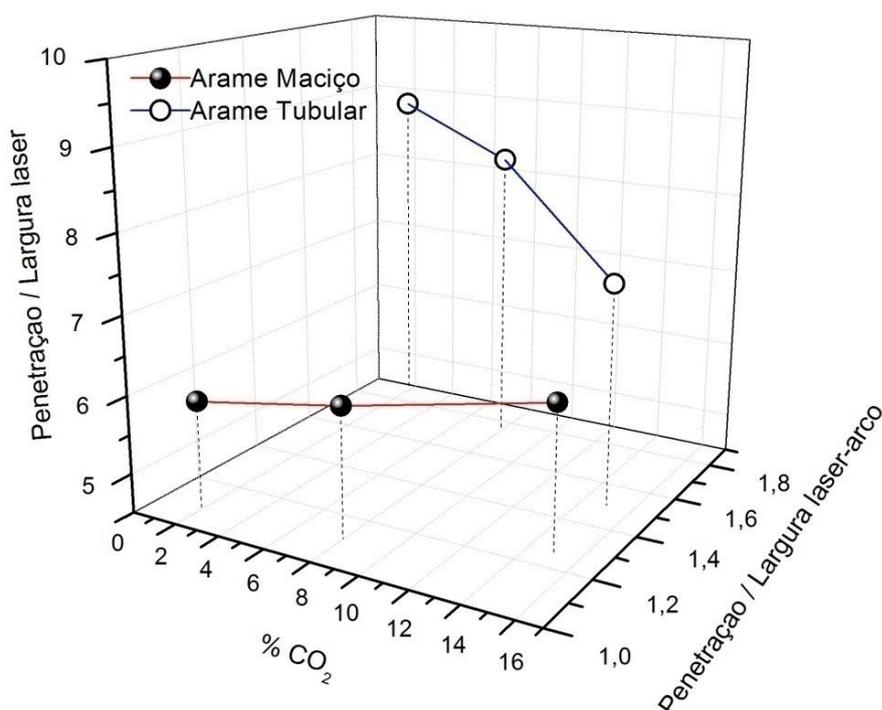
Fonte: O autor

O limite entre as regiões laser-arco e laser parece ser mais distante da superfície para a condição arame maciço, ainda que essa medida seja relativamente subjetiva, uma vez que não há uma delimitação evidente da divisão entre as duas

regiões. A transição suave entre as regiões não permite uma medição precisa como é a das demais características geométricas. No entanto, é perceptível a alteração na forma da região laser-arco entre as duas condições de material de adição. As juntas soldadas com arame tubular apresentam um certo achatamento nessa região.

A Figura 38 sintetiza o comportamento da influência dos materiais de adição na forma dos cordões, mostrando a relação da penetração total pela largura das zonas fundidas nas regiões laser-arco e laser para as duas condições de arame conjuntamente. Em suma, a condição arame maciço proporcionou cordões mais espalhados na superfície e regiões laser-arco maiores, tanto em largura como em profundidade, se comparada com a configuração em arame tubular que, por sua vez, proporcionou cordões mais profundos e delgados. Em tempo, não foi detectada diferença relevante entre as larguras das zonas fundida e termicamente afetada na região laser, nas duas condições de metal de adição.

Figura 38: Razão da penetração pela largura nas regiões laser-arco e laser para as juntas soldadas na espessura de 30 mm



Fonte: O autor

Finalmente, observando-se outra vez a Figura 35, notam-se imperfeições na região central das juntas soldadas com arame tubular nas proporções de 8 e 15%

CO₂. Essas imperfeições, identificadas como porosidades de acordo com a norma ISO 6520-1:2007 (109), apresentam dimensões aceitáveis dentro dos limites mais rigorosos das normas ISO 13919-1:1996 (103) e ISO 5817:2003 (104).

De acordo com Scotti e Ponomarev (28), uma proporção indevida entre elementos desoxidantes do arame eletrodo e quantidade de oxigênio no gás de proteção pode levar à formação de porosidades em soldas realizadas por GMAW. A formação dessas imperfeições na soldagem HLAW foi discutida na revisão bibliográfica, onde se mostrou que vários parâmetros podem influenciar o aprisionamento de gases na região da solda. Em se tratando de um processo complexo e com alta taxa de resfriamento como a soldagem HLAW, não se pode afirmar que a formação de porosidade se deu exclusivamente em virtude de um ou outro parâmetro, sendo necessários recursos como a filmagem em alta velocidade (78,88) e/ou a simulação computacional (87,110) para a compreensão do fluxo de calor e material na poça de fusão e a conseqüente formação de defeitos.

De qualquer forma, uma saída para evitar a formação de porosidades em juntas soldadas por processo HLAW pode ser o aumento da velocidade de soldagem, ainda que essa mudança possa gerar diminuição na penetração (66). Uma vez que as amostras soldadas com arame tubular apresentaram penetração suficiente para a geração de interseção apreciável entre os dois passes, há uma margem para alteração na velocidade de soldagem a fim de evitar a formação das citadas imperfeições.

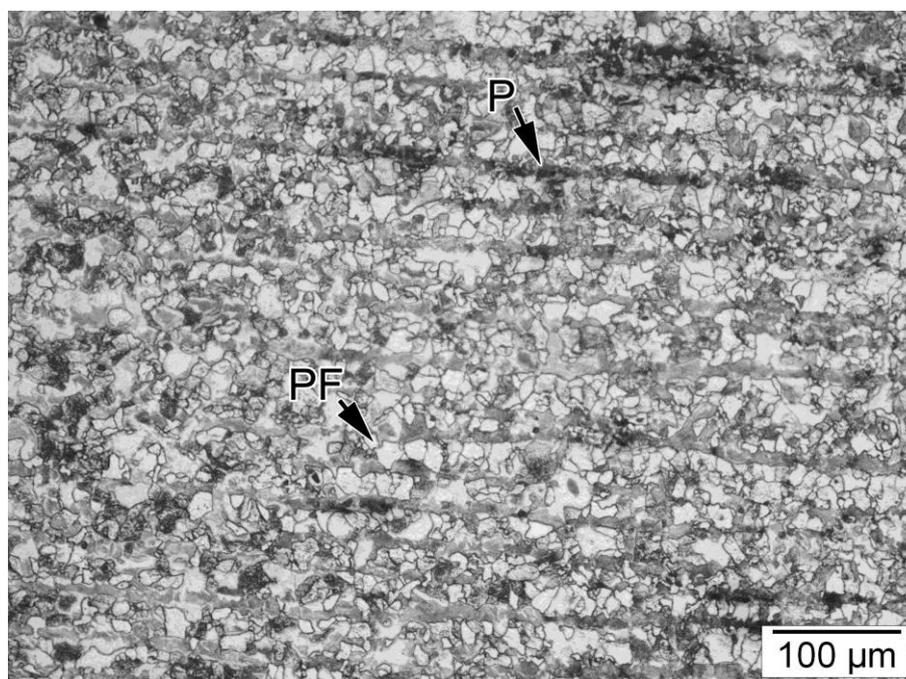
4.3 Análise microestrutural

A seguir será apresentada e discutida a microestrutura das juntas soldadas. A apresentação inicia-se com a caracterização do metal base, seguida das zonas fundida e termicamente afetada. Quando conveniente, a apresentação dos resultados é feita separadamente para cada espessura envolvida no estudo, bem como para as regiões laser-arco e laser.

4.3.1 Metal base

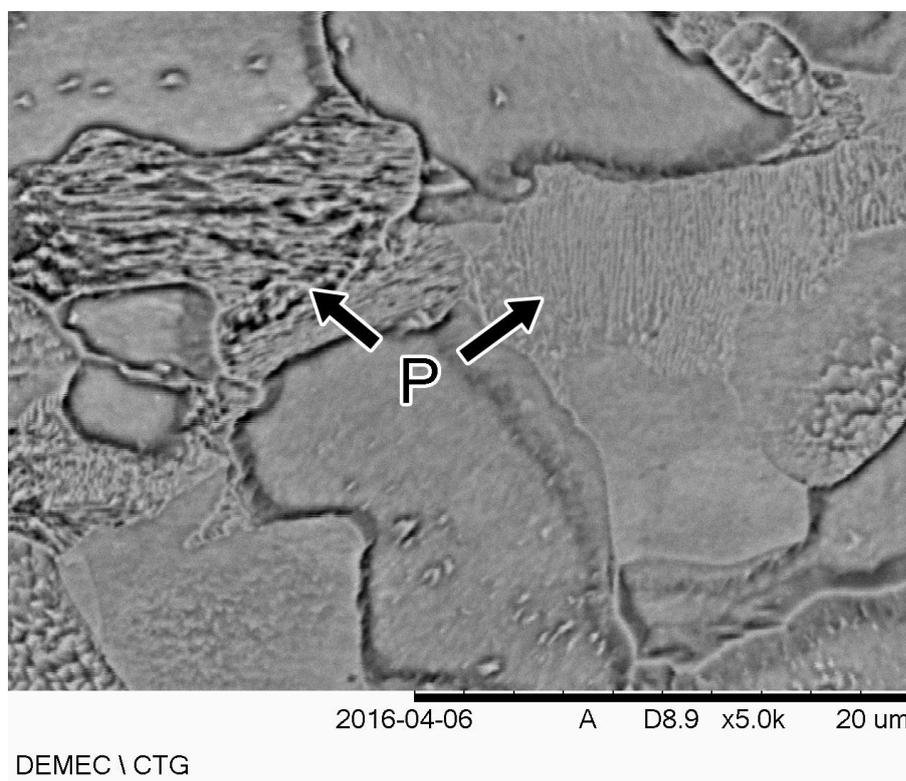
A Figura 39 ilustra a microestrutura típica do metal base, que apresenta ferrita e perlita, sugerindo uma rota de fabricação pelo método de laminação a quente seguida de normalização, típica para fabricação de chapas grossas em aços grau S355 (111). Percebe-se que ainda persistiu a microestrutura bandeada de ferrita e perlita, ainda que o material tenha sido parcialmente recristalizado. A microestrutura encontrada é compatível com a literatura (1,93,111,112). A título de confirmação, a Figura 40 mostra uma imagem de microscópio eletrônico de varredura, exibindo a estrutura lamelar característica da perlita.

Figura 39: Microestrutura do metal base



Fonte: O autor

Figura 40: Imagem de microscopia eletrônica de varredura confirmando a estrutura perlítica do metal base



Fonte: O autor

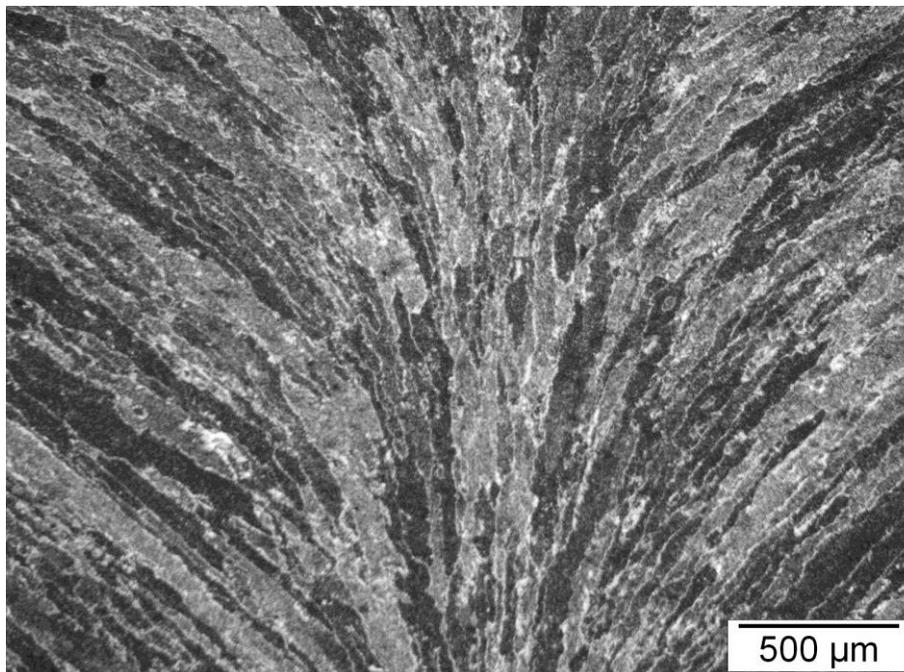
4.3.2 Zona fundida

A seguir será apresentada e discutida a microestrutura da zona fundida das soldas realizadas no estudo. Devido às características bastante distintas de cada uma das zonas (laser-arco e laser) presentes nas soldas realizadas por HLAW, as microestruturas dessas regiões são apresentadas separadamente.

A primeira diferença marcante entre as duas regiões refere-se à estrutura dos grãos e é ilustrada a seguir. A Figura 41, referente à região laser-arco, apresenta estrutura anisotrópica de grãos colunares decorrente do crescimento mais pronunciado dos grãos orientados preferencialmente (direção $\langle 100 \rangle$ perpendicular às isoterms da poça de fusão), fenômeno denominado por crescimento competitivo (113). Já a Figura 42, relativa à região laser, mostra que, devido à alta taxa de resfriamento sofrida, esta apresenta uma zona central equiaxial ladeada por grãos

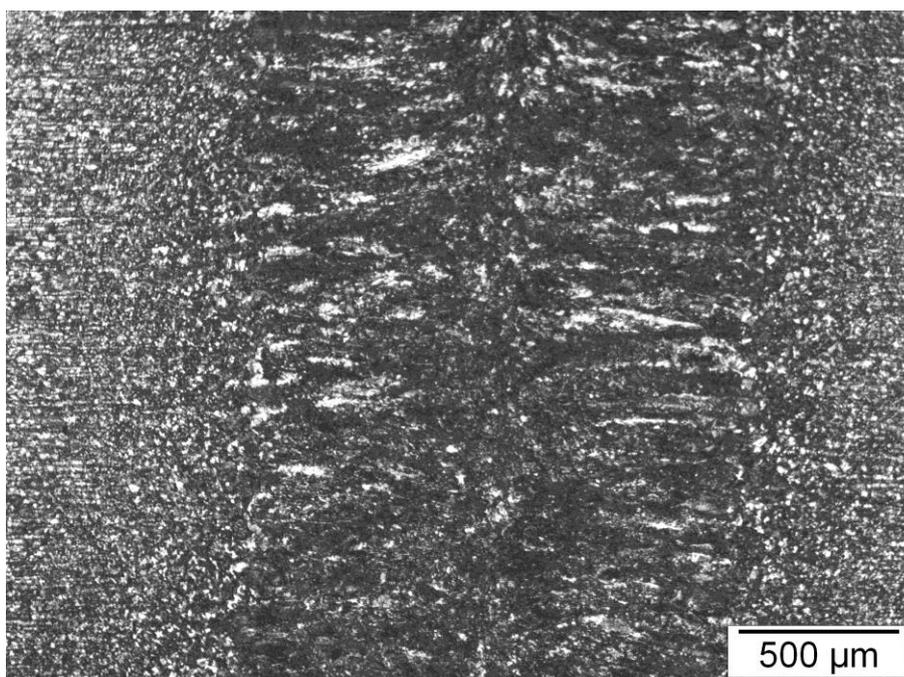
levemente alongados em direção ao metal base. É notável também a granulação mais refinada na região laser em comparação com a região laser-arco.

Figura 41: Microestrutura típica da zona fundida da região laser-arco



Fonte: O autor

Figura 42: Microestrutura típica da zona fundida da região laser

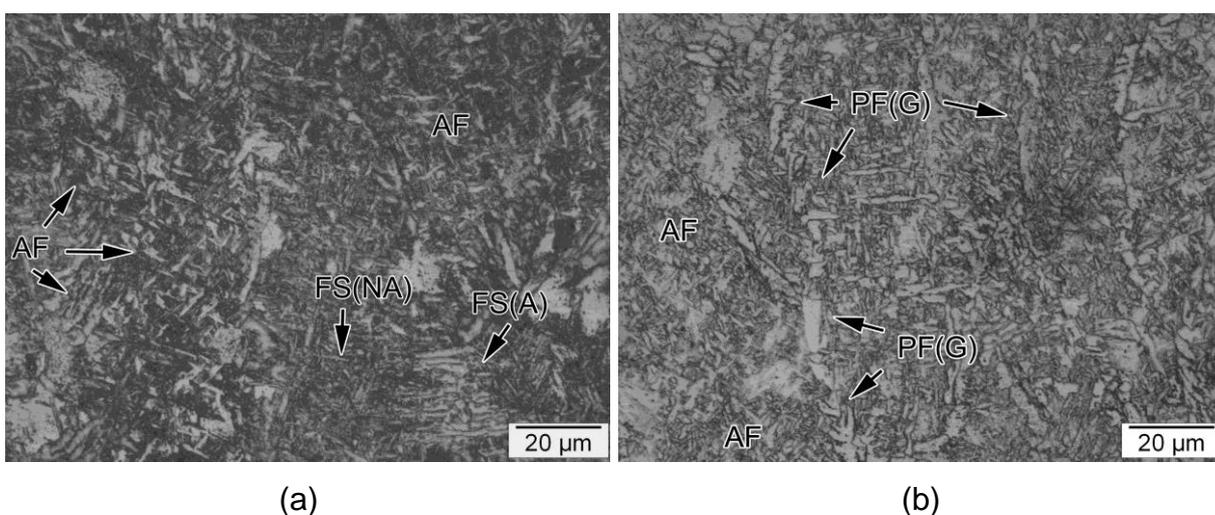


Fonte: O autor

Nos ensaios na espessura de 15 mm, foram variados o modo de corrente elétrica e o gás de proteção. A diminuição da distância entre as fontes na configuração em corrente constante impossibilitou o estudo da influência do modo de corrente na microestrutura das juntas de forma isolada. Como visto na revisão bibliográfica, a distância laser-arco é um parâmetro de grande importância no processo HLAW. Assim, espera-se que a microestrutura seja alterada com o ajuste realizado nesse parâmetro. Com a alteração no modo de corrente, seria esperada uma microestrutura mais refinada na amostra soldada com corrente pulsada, uma vez que esse modo de corrente proporciona maiores taxas de resfriamento (114,115), se mantidos os demais parâmetros constantes, que não foi o caso.

A Figura 43 traz as microestruturas das zonas fundidas da região laser-arco de soldas realizadas com o mesmo gás de proteção (Ar + 8% CO₂), arame maciço e uso de corrente (a) constante e (b) pulsada. É visível a maior quantidade de ferrita acicular e ferrita com segunda fase na amostra soldada com corrente constante, enquanto que a corrente pulsada proporcionou maior quantidade de ferrita primária e alguma ferrita acicular. Assim, o autor acredita que o efeito da distância entre as fontes de calor se sobressaiu em relação à alteração no modo de corrente, ao passo que a configuração em corrente pulsada proporcionou microestruturas características de resfriamento mais lento (116,117).

Figura 43: Microestrutura das zonas fundidas (região laser-arco) das juntas soldadas na espessura de 15 mm com uso de arame maciço, Ar + 8% CO₂ e corrente (a) constante; (b) pulsada

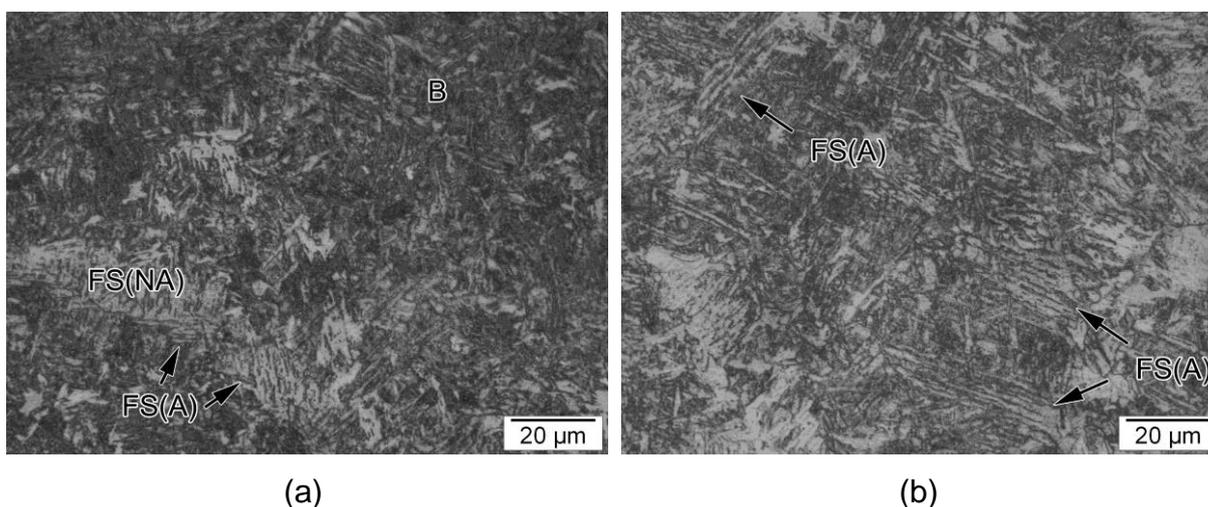


Fonte: O autor

Segundo Ribic *et al.* (118), a distância entre as fontes afeta significativamente a taxa de resfriamento das soldas. Wei *et al.* (119) também encontraram alteração microestrutural apreciável ao variar a distância entre as fontes de calor de soldas HLAW em aço estrutural, relacionando as microestruturas com a mudança na taxa de resfriamento da zona fundida.

A Figura 44 exibe comparação das microestruturas da zona fundida na região de predominância do laser nas juntas soldadas com Ar + 8% CO₂ e arame maciço. Comparando as imagens com a Figura 43 (mesmas condições e regiões distintas), nota-se uma microestrutura mais acicular na região laser, com presença de bainita.

Figura 44: Microestrutura das zonas fundidas (região laser) das juntas soldadas na espessura de 15 mm com uso de arame maciço, Ar + 8% CO₂ e corrente (a) constante; (b) pulsada



Fonte: O autor

De acordo com Babu e David (120), bainita e ferrita acicular se formam por transformações similares, porém em sítios de nucleação diferentes: a bainita nucleia em contornos de grão austenita-austenita ou austenita-ferrita, enquanto a ferrita acicular nucleia intragranularmente em inclusões nos grãos austeníticos. A bainita, portanto, é privilegiada com taxas de resfriamento mais bruscas, que resultam em grãos austeníticos prévios menores e, conseqüentemente, maior oferta de sítios de nucleação, justificando a formação do microconstituente citado na região de predominância do laser.

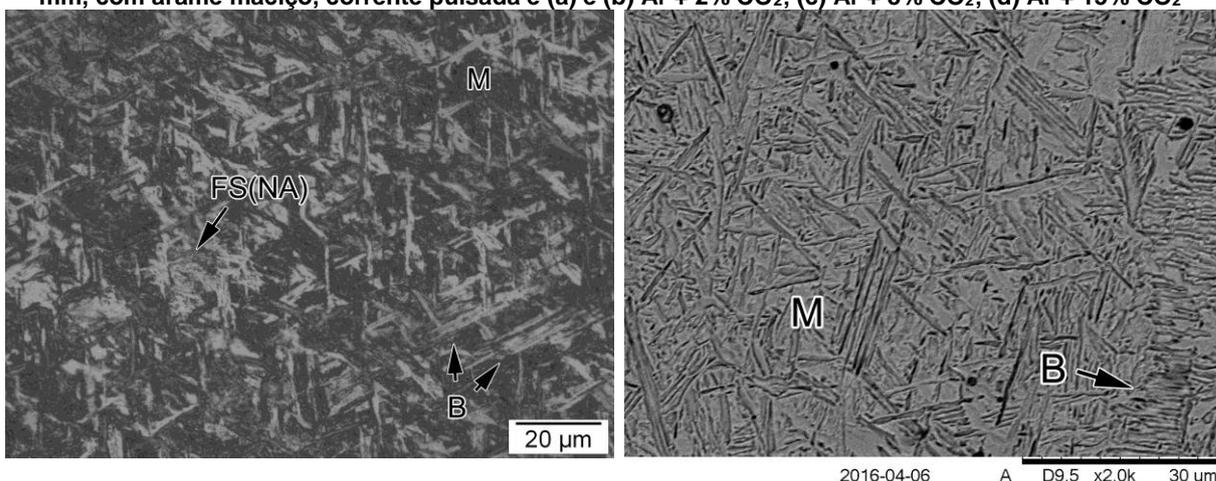
Ainda em relação à Figura 44, confrontando a microestrutura da amostra soldada com corrente constante com aquela em corrente pulsada, percebe-se outra vez a sobressalente influência da distância entre as fontes sobre o modo de

corrente, analogamente ao que ocorre na região laser-arco. A diferença entre as microestruturas nesse caso, todavia, parece menos marcante, possivelmente devido à menor interação entre as fontes nessa região mais afastada da influência do arco elétrico.

Nos ensaios envolvendo as amostras com 30 mm de espessura, foram variados o gás de proteção e o metal de adição. A seguir serão apresentadas e discutidas as microestruturas da zona fundida dessas amostras, a fim de compreender a influência dos referidos insumos.

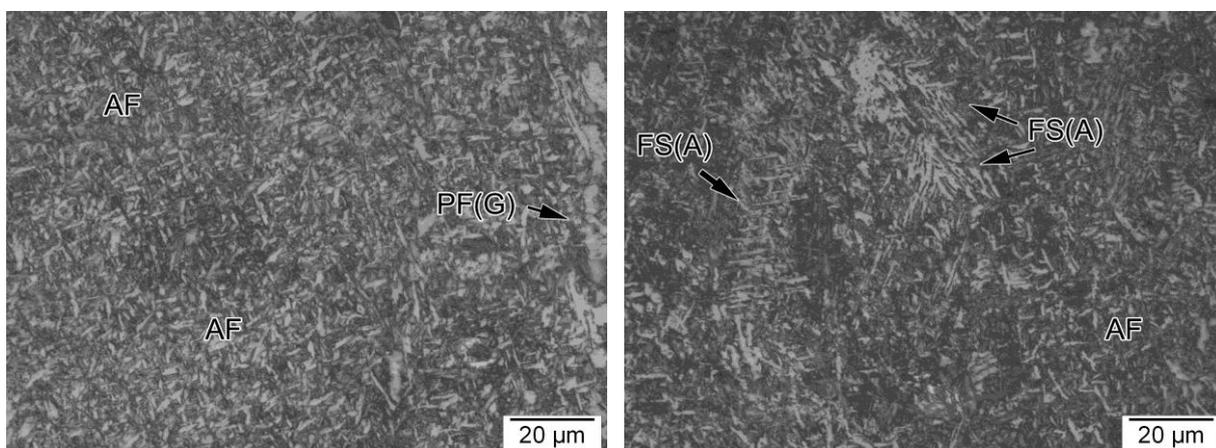
A Figura 45 dá um panorama da influência do gás de proteção na microestrutura das soldas realizadas com corrente pulsada e arame maciço, na espessura de 30 mm.

Figura 45: Microestrutura das zonas fundidas (região laser-arco) das juntas soldadas na espessura de 30 mm, com arame maciço, corrente pulsada e (a) e (b) Ar + 2% CO₂; (c) Ar + 8% CO₂; (d) Ar + 15% CO₂



(a)

(b)



(c)

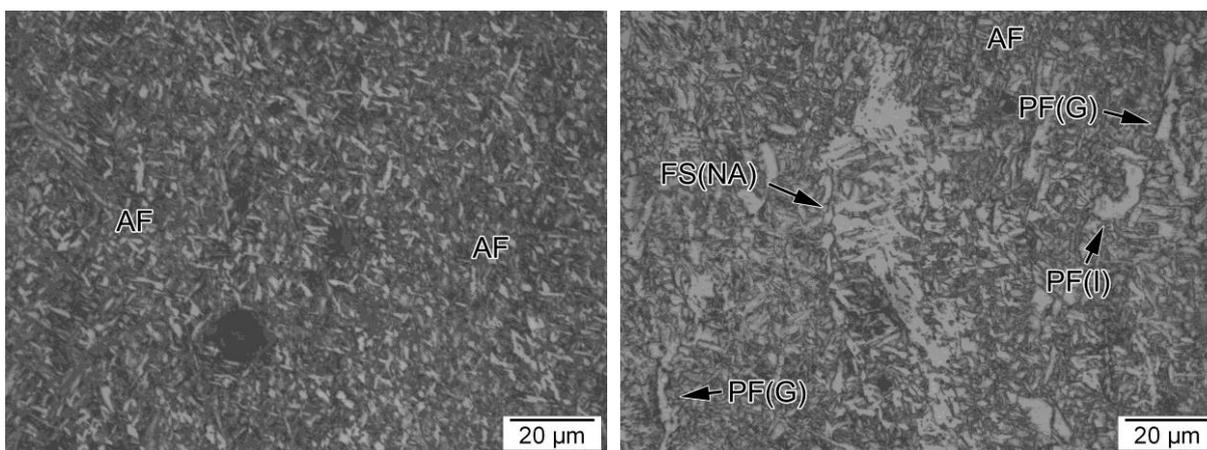
(d)

Fonte: O autor

Nas juntas soldadas na condição arame maciço e Ar + 2% CO₂ (Figura 45-a e -b), foram encontradas bainita e martensita, microconstituintes característicos de amostras submetidas a altas taxas de resfriamento. Já nas soldas executadas com maior quantidade de CO₂ (Figura 45-c e -d), predomina a ferrita acicular, sendo também encontrada alguma quantidade de ferrita com segunda fase. A diferença entre as microestruturas relaciona-se com o fato de que o CO₂ apresenta maiores condutividade térmica e potencial de ionização (devido à energia de dissociação) que o Ar. O aumento de sua participação na mistura aumenta o aporte térmico, contribuindo, por sua vez, com um resfriamento mais lento. Entretanto, não foi constatada variação significativa na microestrutura entre as soldas com uso de 8% e 15% CO₂ (Figura 45-c e -d, respectivamente). Na condição Ar + 8% CO₂ foi encontrada, ainda, uma pequena quantidade de ferrita primária do tipo alotriomórfica.

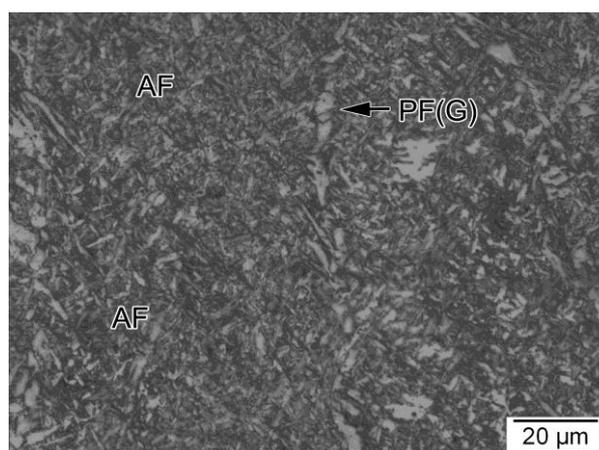
A Figura 46, por sua vez, possibilita a comparação das zonas fundidas na região laser-arco para diferentes condições de gás de proteção, dessa vez para o emprego do arame tubular.

Figura 46: Microestrutura das zonas fundidas (região laser-arco) das juntas soldadas na espessura de 30 mm com arame tubular, corrente pulsada e (a) Ar + 2% CO₂; (b) Ar + 8% CO₂; (c) Ar + 15% CO₂



(a)

(b)



(c)

Fonte: O autor

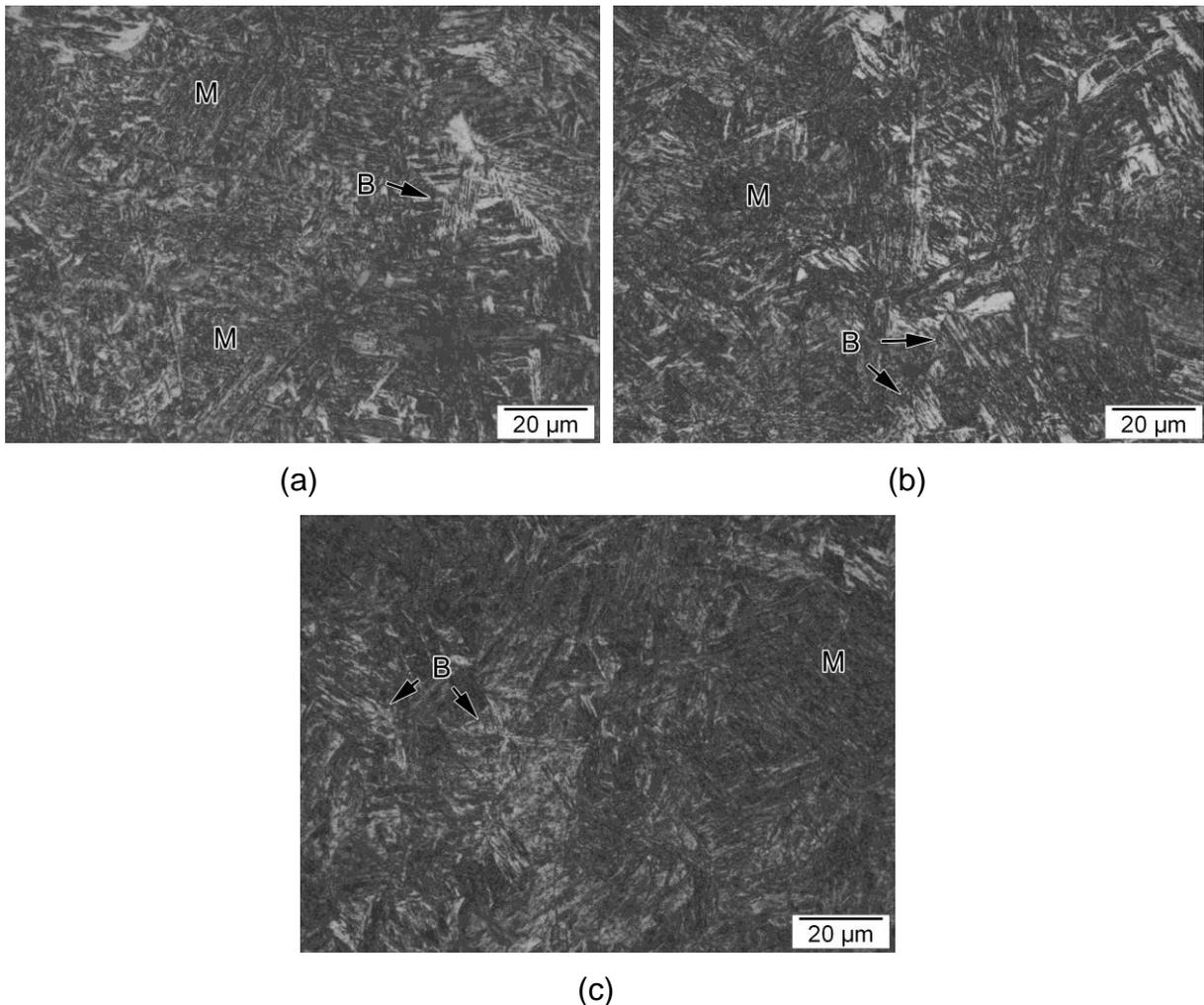
Nota-se a predominância de ferrita acicular na amostra soldada com 2% CO₂ (Figura 46-a), enquanto que nas amostras soldadas com 8% CO₂ (Figura 46-b) e 15% CO₂ (Figura 46-c) encontram-se ferrita acicular, ferrita primária e ferrita com segunda fase. O comportamento da microestrutura em face à alteração no teor de CO₂ na mistura foi, portanto, análogo ao das amostras soldadas com arame maciço, ou seja, maiores quantidades de CO₂ resultaram em microestruturas características de resfriamentos mais lentos.

Entretanto, ao comparar amostras soldadas com o mesmo gás e com cada um dos tipos de arame, percebe-se uma taxa de resfriamento mais lenta nas amostras soldadas com arame tubular, provavelmente devido ao maior aporte térmico (decorrente da maior taxa de deposição e, conseqüentemente, maior corrente elétrica (38,108)) experimentado por essas em relação ao uso do arame maciço. Em particular, a microestrutura na condição Ar + 2% CO₂ difere bastante quando alterado o tipo de material de adição (Figura 45-a e Figura 46-a). O emprego do arame tubular proporcionou uma microestrutura predominantemente de ferrita acicular, mesmo na condição de maior taxa de resfriamento abordada no estudo (menor quantidade de CO₂). Esse resultado é relevante, uma vez que a ferrita acicular promove o aumento da tenacidade da junta soldada (120), conferindo também boa resistência ao metal de solda (116).

A Figura 47 ilustra a microestrutura das zonas fundidas na região de predominância do laser das juntas soldadas com arame maciço. Foi encontrada estrutura martensítica nas amostras soldadas com as três proporções de CO₂ da

mistura com Ar, evidenciando a alta taxa de resfriamento à qual é submetida a região. Não foi constatada diferença apreciável entre as três condições de gás de proteção.

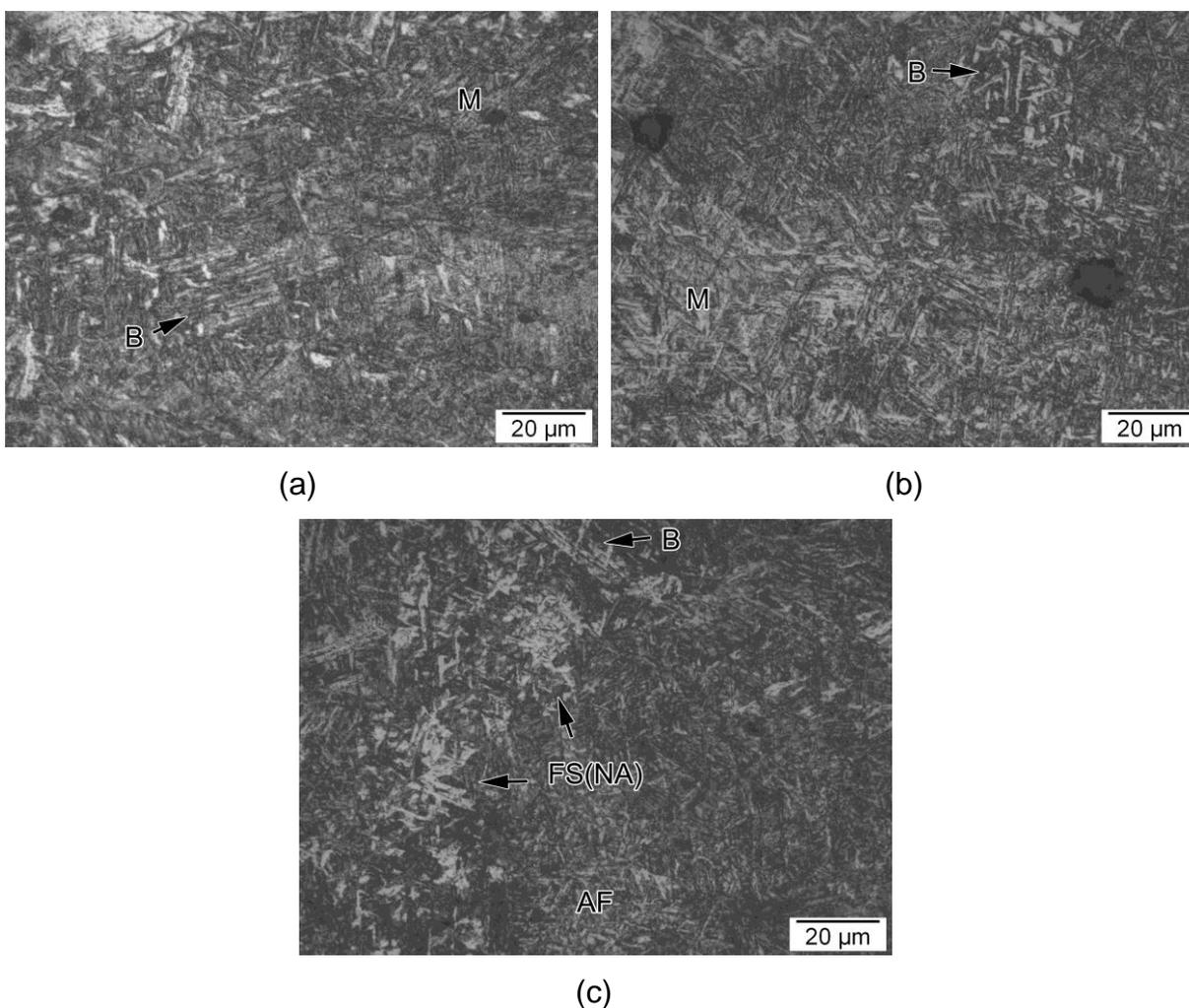
Figura 47: Microestrutura das zonas fundidas (região laser) das juntas soldadas na espessura de 30 mm com arame maciço, corrente pulsada e (a) Ar + 2% CO₂; (b) Ar + 8% CO₂; (c) Ar + 15% CO₂



Fonte: O autor

Finalmente, a Figura 48 traz a microestrutura das zonas fundidas das amostras na condição arame tubular. Nesse caso, também foi encontrada microestrutura acicular, com presença de martensita e bainita. Todavia, foram formadas ferrita acicular e ferrita com segunda fase nas condições Ar + 8% CO₂ (Figura 48-b) e Ar + 15% CO₂ Figura 48-c). Assim como no caso da região laser-arco, o emprego do arame tubular promoveu a formação de microestruturas características de melhores propriedades mecânicas em comparação àquelas geradas pelo uso do arame maciço.

Figura 48: Microestrutura das zonas fundidas (região laser) das juntas soldadas na espessura de 30 mm com arame tubular, corrente pulsada e (a) Ar + 2% CO₂; (b) Ar + 8% CO₂; (c) Ar + 15% CO₂



Fonte: O autor

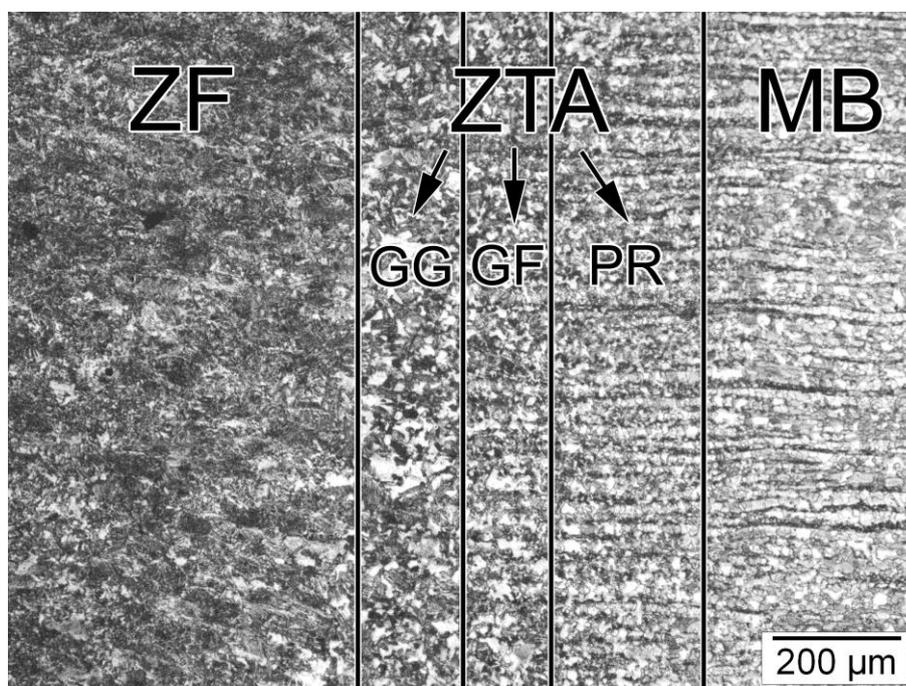
4.3.3 Zona termicamente afetada

A seguir serão apresentadas e discutidas as microestruturas encontradas na região termicamente afetada das juntas soldadas. No primeiro momento, é exibido o panorama geral da ZTA e suas subdivisões. Em seguida, os resultados são apresentados de forma mais detalhada levando-se em conta as subdivisões da ZTA.

A Figura 49 ilustra um panorama geral da zona termicamente afetada das juntas soldadas por processo híbrido. Foi confirmada a subdivisão da ZTA em três áreas: ZTA de grãos grosseiros (ZTA-GG), ZTA de grãos finos (ZTA-GF) e ZTA parcialmente recristalizada (ZTA-PR). A primeira, devido à proximidade com a zona fundida, experimenta maior tempo de permanência a temperaturas acima daquela

de recristalização, proporcionando crescimento de grão austenítico prévio, o que explica o maior tamanho de grão após o resfriamento. A segunda, submetida a temperaturas de pico intermediárias, chega a sofrer austenitização total, porém seu ciclo térmico não permite pronunciado crescimento de grão austenítico, resultando em microestrutura mais refinada. Por último, a terceira região, já mais afastada da ação das fontes de calor, é apenas parcialmente recristalizada, apresentando microestrutura pouco alterada em relação ao material base. Todas as amostras da matriz experimental apresentaram comportamento similar em suas ZTAs, e são condizentes com o que aponta a literatura (121).

Figura 49: Panorama geral da zona termicamente afetada (ZTA) e suas subdivisões: ZTA de grãos grosseiros (GG), ZTA de grãos finos (GF) e ZTA parcialmente recristalizada (PR)

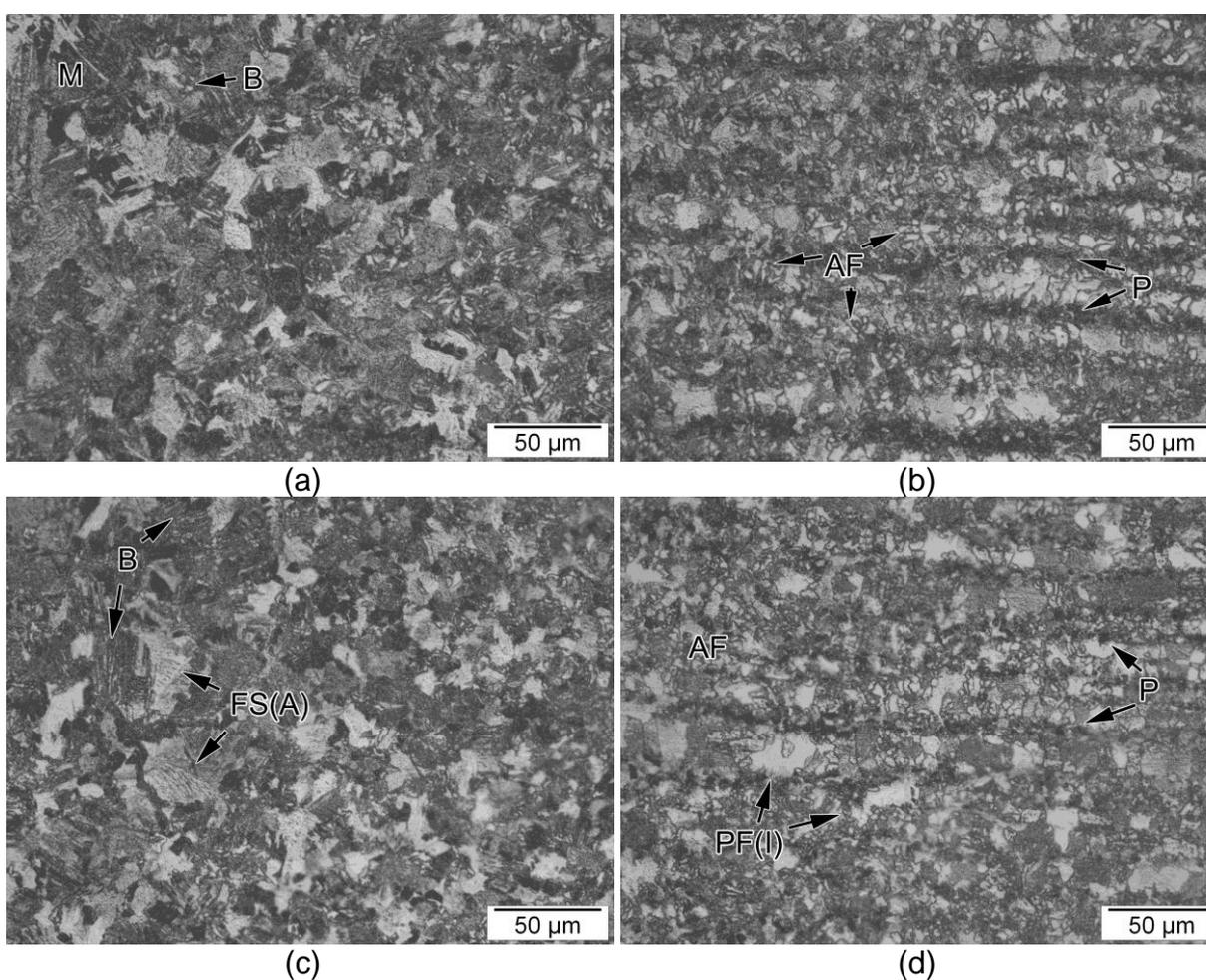


Fonte: O autor

A Figura 50 traz as microestruturas das ZTAs das juntas soldadas na espessura de 15 mm com emprego de Ar + 15% CO₂ e arame maciço. Foram encontradas microestruturas similares nas condições de corrente constante e pulsada. Encontrou-se ferrita com segunda fase (ferrita de Widmanstätten) e bainita na ZTA de grãos grosseiros (Figura 50-a e -c), enquanto que na ZTA de grãos finos predominou a ferrita acicular com alguma quantidade de ferrita primária (região à esquerda na Figura 50-b e -d). Percebe-se, ainda, na ZTA parcialmente recristalizada (região à direita na Figura 50-b e -d), a manutenção da estrutura

bandeada de perlita e ferrita primária, característica do material base. Essas características se repetem, seja na região de influência laser-arco, seja na região de predominância do laser. A única diferença encontrada relaciona-se à dimensão dessas regiões, perceptível nas macrografias das seções transversais dos cordões (Figura 28 para a espessura de 15 mm e Figura 35 para a condição 30 mm). Devido à grande concentração de energia advinda do feixe, a região laser apresenta ZTA de dimensões menores que a região laser-arco.

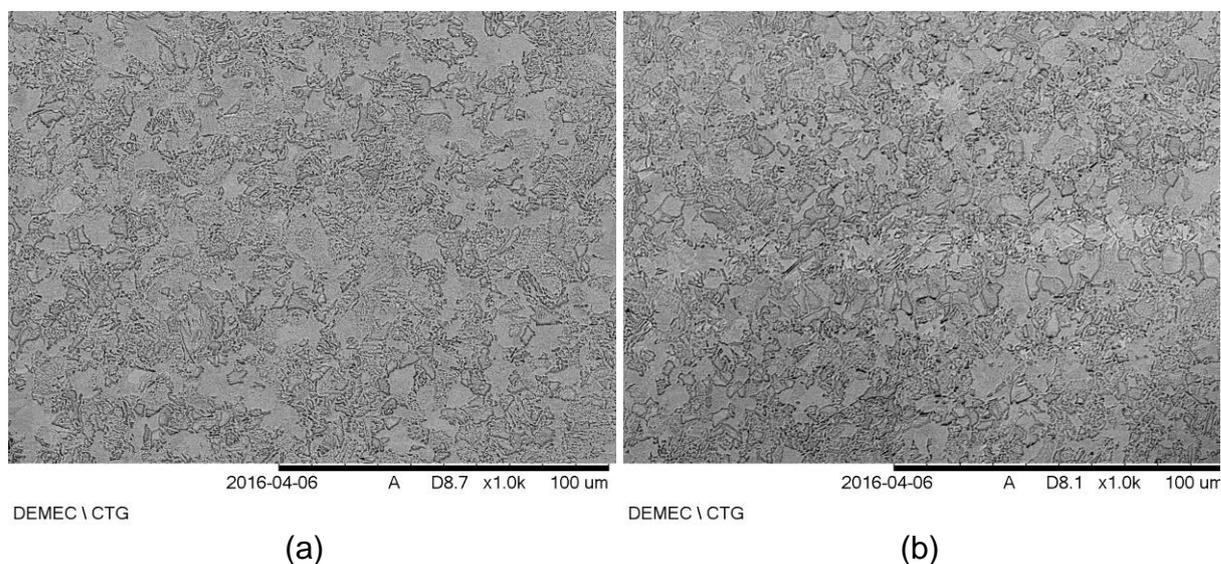
Figura 50: Microestrutura das zonas termicamente afetadas das juntas soldadas na espessura de 15 mm na condição Ar + 15%CO₂ e corrente (a) e (b) constante; (c) e (d) pulsada



Fonte: O autor

A Figura 51 possibilita a comparação entre as ZTAs da amostra soldada na condição Ar + 15% CO₂ e corrente pulsada, nas regiões laser-arco (Figura 51-a) e laser (Figura 51-b). Pode-se perceber a semelhança entre as microestruturas das duas regiões, anteriormente citada.

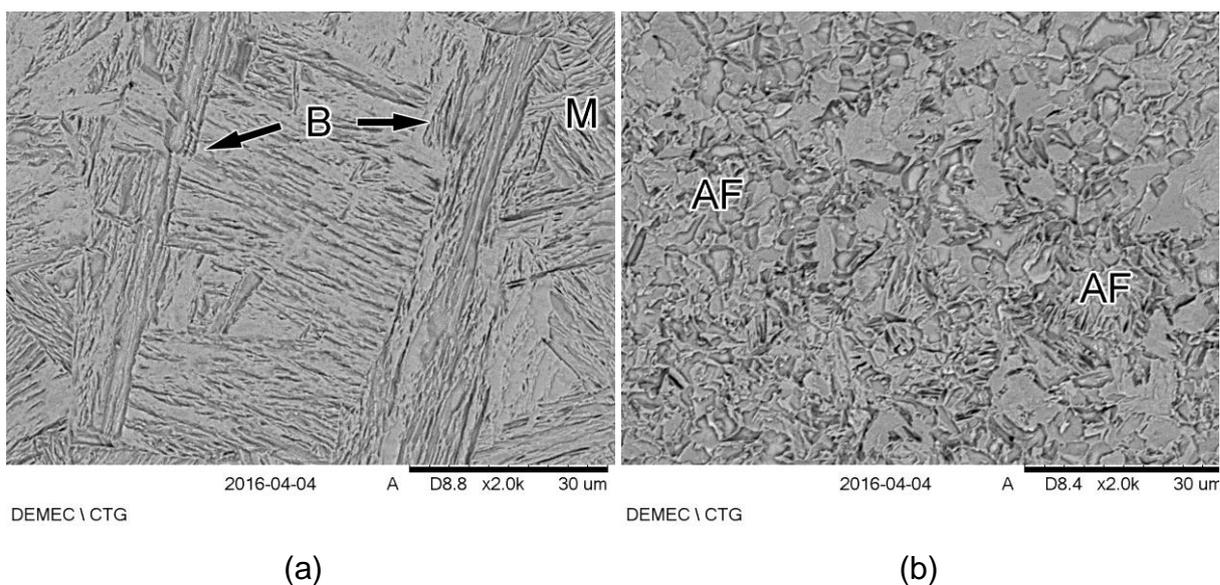
Figura 51: Microestrutura das zonas termicamente afetadas das juntas soldadas na espessura de 15 mm nas regiões (a) laser-arco e (b) laser

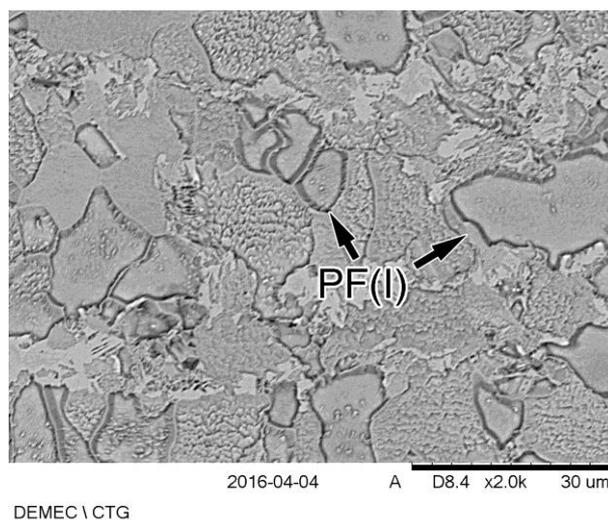


Fonte: O autor

A Figura 52, por sua vez, ilustra a microestrutura das ZTAs na condição de espessura 30 mm, onde verificou-se microestrutura similar àquelas da condição de espessura 15 mm. Ainda, não foram constatadas alterações microestruturais marcantes decorrentes da alteração do metal de adição nem do gás de proteção.

Figura 52: Microestrutura da zona termicamente afetada de juntas soldadas na espessura de 30 mm com emprego de arame tubular e Ar + 15% CO₂: (a) ZTA de grãos grosseiros; (b) ZTA de grãos finos; (c) ZTA parcialmente recristalizada





(c)

Fonte: O autor

De maneira similar às juntas soldadas na espessura de 15 mm, percebe-se na Figura 52 a predominância de microestruturas aciculares (martensita e bainita) na ZTA de grãos grosseiros, de ferrita acicular na ZTA de grãos finos e pouca alteração em comparação ao metal base na ZTA parcialmente recristalizada.

4.4 Caracterização mecânica

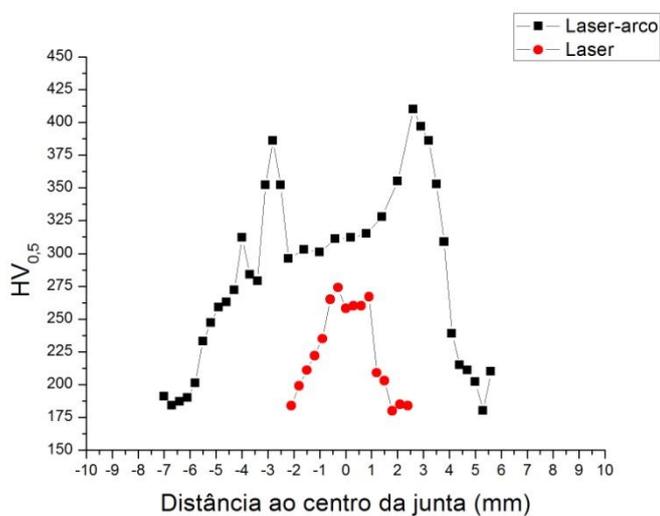
A caracterização mecânica das juntas soldadas foi realizada através de ensaios de dureza por microindentação e de tração. A seguir serão exibidos e discutidos tais resultados.

4.4.1 Ensaios de dureza por microindentação

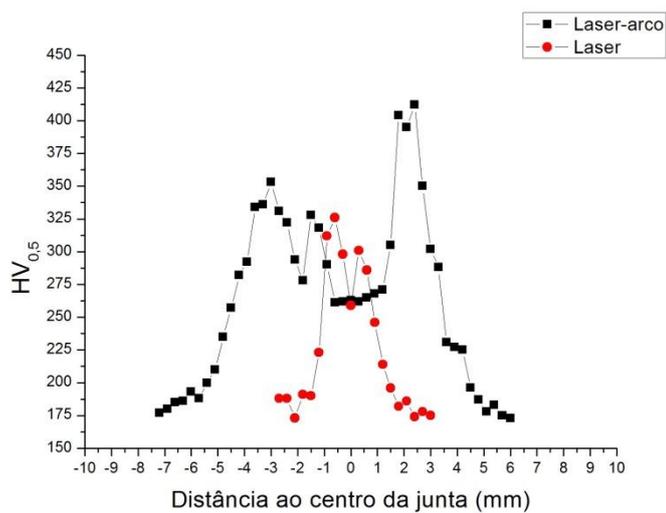
A seguir são exibidos os resultados dos ensaios de dureza por microindentação realizados nas juntas soldadas por HLAW. Para cada amostra, são indicadas as condições de espessura, insumos (metal de adição e gás de proteção) e tipo de corrente, conforme cada caso. A Figura 53 refere-se às juntas na espessura de 15 mm, enquanto a Figura 54 diz respeito à condição 30 mm.

Figura 53: Resultados dos ensaios de dureza por microindentação nas juntas soldadas na espessura de 15 mm

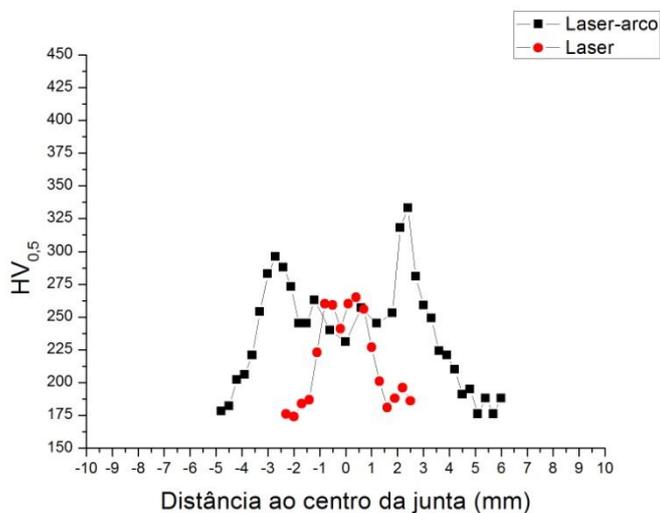
Espessura 15 mm;
Corrente pulsada;
Arame maciço;
Ar + 2% CO₂



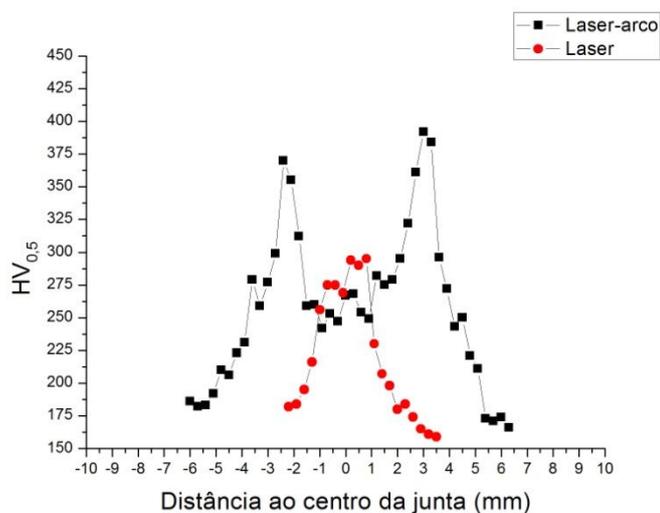
Espessura 15 mm;
Corrente constante;
Arame maciço;
Ar + 8% CO₂



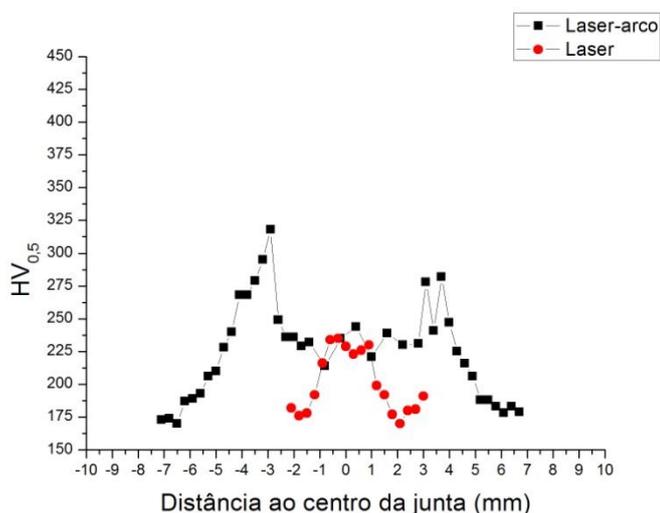
Espessura 15 mm;
Corrente pulsada;
Arame maciço;
Ar + 8% CO₂



Espessura 15 mm;
 Corrente constante;
 Arame maciço;
 Ar + 15% CO₂



Espessura 15 mm;
 Corrente pulsada;
 Arame maciço;
 Ar + 15% CO₂



Fonte: O autor

Analisando a Figura 53, é perceptível a menor largura da região laser em relação à laser-arco, uma vez que os valores de dureza se estabilizam por volta dos 180 HV_{0,5} (dureza típica do metal base (94)) a menores distâncias do eixo central da junta.

Também é possível destacar que os maiores valores de dureza são encontrados nas ZTAs da região laser-arco, adjacente à ZF. Essa é justamente a localização da ZTA de grãos grosseiros, que apresenta microestrutura acicular, característica de altos valores de dureza (122,123).

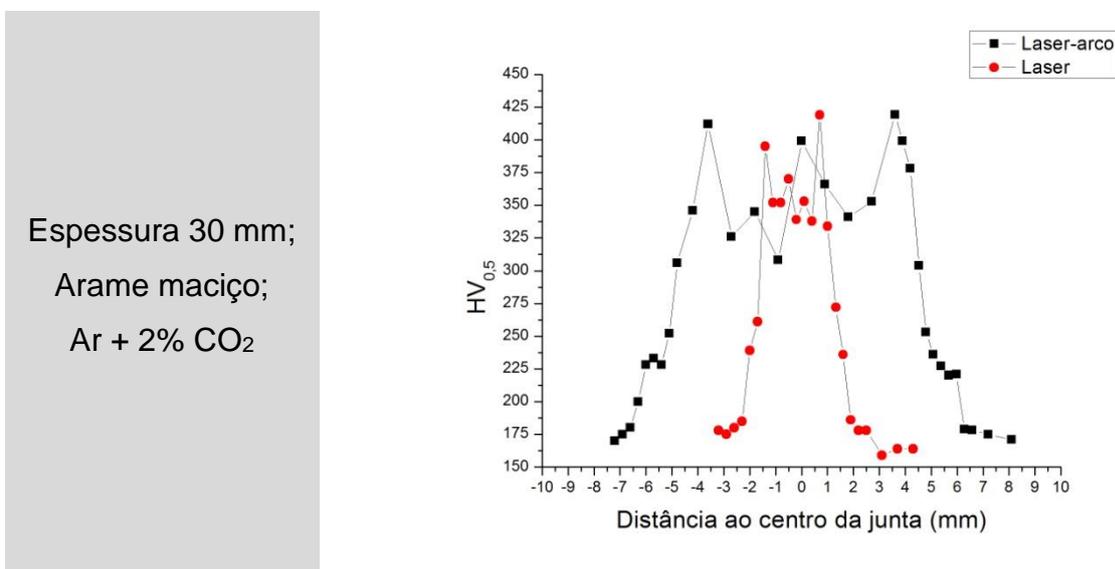
Comparando-se as juntas soldadas em uma mesma condição de gás de proteção, a configuração em corrente constante proporcionou maiores valores de

dureza nas zonas fundidas tanto na região laser quanto na região laser-arco, com exceção da condição Ar + 2% CO₂, onde a ausência da junta soldada com corrente constante impossibilita a comparação. Esse resultado é condizente com as microestruturas encontradas em tais amostras, tendo em vista que a configuração em corrente constante apresentou microestruturas características de resfriamentos mais bruscos, apresentados e discutidos anteriormente.

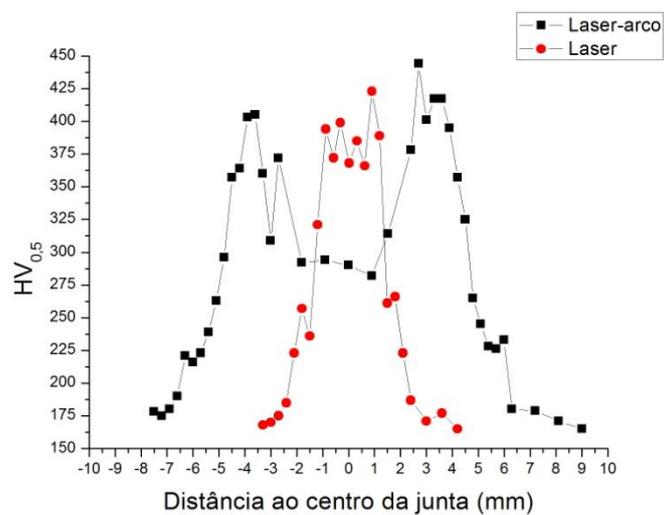
A Figura 53 também oferece uma avaliação do efeito do teor de CO₂ no perfil de dureza das juntas soldadas na espessura de 15 mm. Ao comparar as amostras soldadas na condição corrente pulsada, são notados valores de dureza menores com o aumento da quantidade de CO₂. O fato condiz com o esperado, uma vez que o maior aporte térmico proporcionado pelo aumento da quantidade de CO₂ leva a menores taxas de resfriamento.

Os resultados dos ensaios de dureza nas juntas na espessura de 30 mm são exibidos na Figura 54.

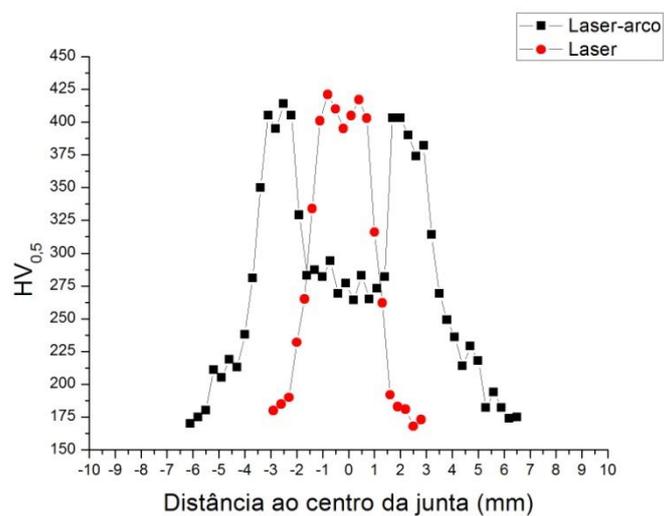
Figura 54: Resultados dos ensaios de dureza por microindentação nas juntas soldadas na espessura de 30 mm



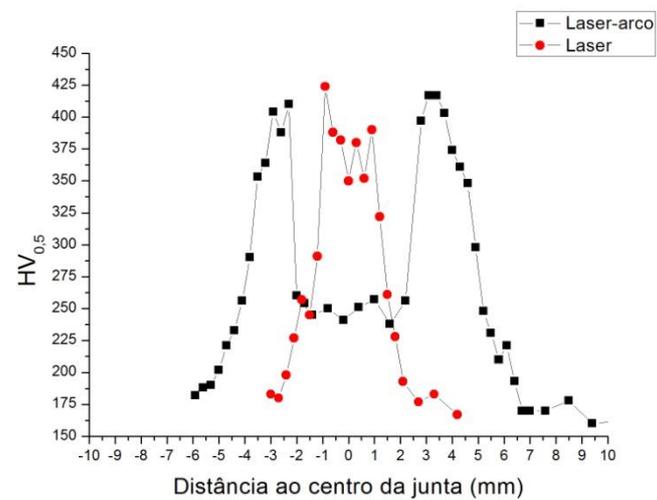
Espessura 30 mm;
 Arame maciço;
 Ar + 8% CO₂



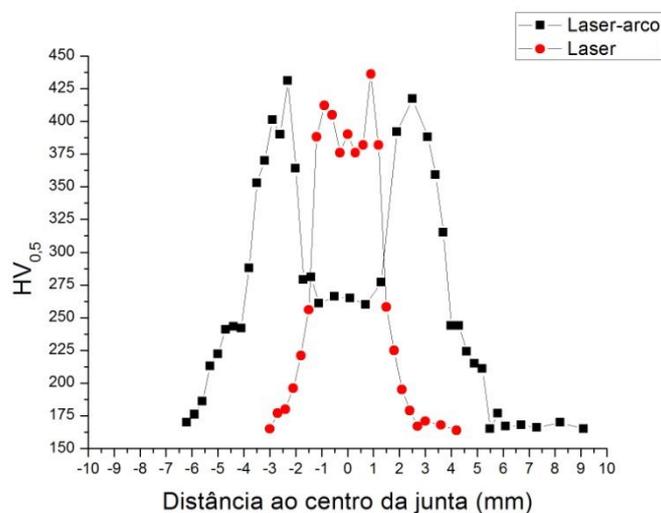
Espessura 30 mm;
 Arame maciço;
 Ar + 15% CO₂



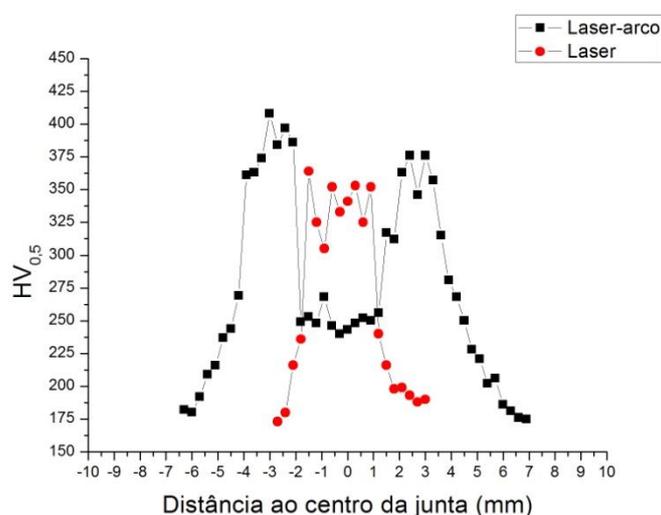
Espessura 30 mm;
 Arame tubular;
 Ar + 2% CO₂



Espessura 30 mm;
Arame tubular;
Ar + 8% CO₂



Espessura 30 mm;
Arame tubular;
Ar + 15% CO₂



Fonte: O autor

Analisando a Figura 54, é possível destacar que os maiores valores de dureza foram encontrados nas ZTA de grãos grosseiros da região laser-arco (assim como na condição 15 mm) e na ZF da região laser. A elevação da dureza na ZF das amostras com 30 mm é consequência da maior extração de calor por condução devido à maior espessura das juntas. O resultado está em concordância com as microestruturas aciculares encontradas nessas regiões.

As juntas na espessura de 30 mm soldadas com arame maciço apresentaram diminuição nos valores de dureza na região laser-arco com o aumento na quantidade de CO₂, de maneira análoga ao que ocorreu com as juntas de 15 mm. Entretanto, não foi verificada alteração significativa nos resultados de dureza na região laser dentro desse conjunto de amostras.

A dureza média encontrada na região laser foi inferior para o conjunto de juntas soldadas com arame tubular em comparação com o arame maciço, o que deve estar relacionado ao maior aporte térmico proporcionado pela configuração em arame tubular, discutido anteriormente.

Considerando apenas o conjunto de amostras soldadas com emprego do arame tubular, o efeito de diminuição de dureza com o aumento no teor de CO₂ foi percebido, porém apenas na região laser. A junta soldada na condição Ar + 15% CO₂, especificamente, apresentou valores máximos de dureza na região laser da ordem de 350 HV_{0,5}, uma diminuição considerável em comparação com as demais condições. Os resultados, mais uma vez, condizem com as microestruturas encontradas nessas regiões.

4.4.2 Ensaios de tração

Devido a questões de logística, principalmente no que se refere à dificuldade de transporte de corpos-de-prova para ensaio de tração da Espanha para o Brasil e na limitação de disponibilidade de equipamento para realização dos ensaios no Centro Tecnológico AIMEN, apenas foi possível realizar os testes em um conjunto restrito de amostras. Foram escolhidas como representativas da condição mais crítica, devido à falta de penetração total (Figura 35), as juntas soldadas na espessura de 30 mm com arame maciço. A Figura 55 exhibe os corpos-de-prova após a realização do citado ensaio, que foi executado em duplicata para cada uma das condições de gás de proteção.

Figura 55: Aspecto visual dos corpos-de-prova submetidos a ensaio de tração na direção transversal das juntas soldadas na espessura de 30 mm com emprego de arame maciço e (a) e (b) Ar + 2% CO₂; (c) e (d) Ar + 8% CO₂; (e) e (f) Ar + 15% CO₂



(a)



(b)



(c)



(d)



(e)



(f)

Fonte: O autor

Com exceção de uma das amostras na condição Ar + 2% CO₂, todos os corpos-de-prova apresentaram ruptura no metal base. Todas as amostras, incluindo aquela que falhou na região da solda, apresentaram tensão limite de escoamento da ordem de 360 MPa e tensão de ruptura da ordem de 520 MPa. Ambos os valores estão acima do mínimo previsto pela norma EN 10025:2004 (124).

O resultado foi considerado bastante satisfatório, pois constatou a boa resistência à tração das juntas soldadas, compensando a falta de fusão completa das seções transversais destas. Dessa forma, espera-se que as juntas soldadas nas demais condições apresentem, no mínimo, resistência a tração igual àquela das amostras ensaiadas. Essa proposição é feita tendo em vista a penetração das juntas (seção 4.2. Aspecto visual, macrografias e características geométricas das juntas soldadas) e as microestruturas encontradas nas demais condições de espessura e material de adição (seção 4.3. Análise microestrutural).

5 CONCLUSÃO

Foram produzidas juntas soldadas por processo HLAW nas condições propostas no estudo. As juntas apresentaram boa aparência superficial para todas as condições estudadas. No entanto, foi constatada a presença de imperfeições como trincas, porosidade e falta de penetração em determinadas condições de soldagem, atestando que o processo, apesar de capaz de produzir juntas com boas características microestruturais e mecânicas, apresenta certo grau de sensibilidade, levando à necessidade do uso de sistemas de monitoramento de soldagem para obtenção de melhores resultados.

Devido à dificuldade de garantir a estabilidade do processo ao alterar o modo de corrente, não foi possível estudar a influência isolada desta variável na microestrutura e nas propriedades mecânicas das juntas. Em contrapartida, foi alcançada estabilidade após ajuste na distância entre as fontes de calor, sendo constatadas importantes alterações microestruturais resultantes dessa alteração. A menor separação laser-arco foi relacionada a uma taxa de resfriamento mais rápida devido à menor separação das isoterms da poça de fusão nessa configuração. Também foi verificada a grande sensibilidade do processo em relação ao alinhamento das juntas e ao deslocamento das fontes de calor em relação a estas, mostrando que a robustez da soldagem HLAW depende de sistemas adaptativos como, por exemplo, sistemas de seguimento de junta.

Na zona fundida das juntas soldadas na espessura de 15 mm, soldadas com arame maciço, foram encontradas predominantemente microestruturas ferríticas (ferritas primária, acicular e com segunda fase) na região laser-arco, e microestruturas ligeiramente mais aciculares (ferrita com segunda fase e bainita) na região laser. Enquanto isso, nas amostras com 30 mm de espessura, encontrou-se forte relação do material de adição com as microestruturas formadas, principalmente na região laser-arco. Com o emprego do arame maciço, foram formadas microestruturas aciculares como bainita e martensita, tanto na região laser-arco como na região laser, ao passo que o emprego do arame tubular proporcionou microestrutura semelhante na região laser e predominância de ferrita acicular na região laser-arco.

A alternância do gás de proteção e do material de adição provocou mudanças microestruturais e mecânicas significativas nas juntas soldadas. O emprego do arame tubular resultou em cordões mais profundos e delgados que o uso do arame maciço. Nas juntas soldadas na espessura de 30 mm, só foram alcançados níveis de penetração aceitáveis de acordo com normas internacionais com o emprego do arame tubular. Nas duas espessuras de junta estudadas, a condição de proteção gasosa Ar + 2% CO₂ proporcionou microestruturas características de resfriamentos mais bruscos que as demais condições que, apesar de não idênticas, diferiram pouco entre si. Devido às microestruturas encontradas nas juntas soldadas com arame tubular, bem como à característica de maior penetração promovida pelo emprego desse insumo, recomenda-se a utilização de arame tubular em aplicações de soldagem HLAW em chapas espessas.

Foi confirmada a formação de duas zonas distintas na seção transversal dos cordões, sejam a região de influência laser-arco e a região de predomínio do laser. A microestrutura e as propriedades de dureza diferem significativamente entre os dois setores, sendo a zona fundida da região laser e a zona termicamente afetada da região laser-arco as mais críticas em termos de aumentos substanciais de dureza, característica relacionada, normalmente, a microestruturas frágeis. Devido à maior extração de calor por condução, as juntas na espessura de 30 mm apresentaram maiores valores de dureza, principalmente na zona fundida da região laser.

Foram distinguidas três regiões nas zonas termicamente afetadas das juntas, sejam ZTA de grãos grosseiros, ZTA de grãos finos e ZTA parcialmente recristalizada. Todas as amostras apresentaram essa divisão, presente tanto na região laser-arco como na região laser. Entretanto, não foi encontrada diferença relevante entre estas, a não ser pela dimensão mais avantajada da ZTA na primeira em relação à segunda.

O conjunto de juntas considerado mais crítico em relação à falta de penetração e à microestrutura foi submetido a ensaio de tração na direção transversal das soldas e, de maneira geral, foi encontrada boa resposta das amostras. Por extrapolação de resultados espera-se que, nesse requisito, as amostras não ensaiadas também apresentam boas propriedades.

De modo geral, o processo HLAW se mostrou capaz de produzir juntas soldadas em aço estrutural com boas características mecânicas e metalúrgicas. A grande quantidade de parâmetros envolvidos no processo resulta em alta complexidade. Entretanto, proporciona flexibilidade quanto ao desenvolvimento de características e propriedades desejadas nas juntas soldadas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Devido à formação de imperfeições em algumas juntas soldadas, se faz interessante a análise da influência de parâmetros não alterados no presente estudo no intuito de mitigar a formação de defeitos. Nesse contexto, a velocidade de soldagem apresenta-se como uma importante variável a ser compreendida. Também é interessante avaliar de forma mais minuciosa a influência da distância laser-arco, visto que este é um parâmetro fundamental na dinâmica do processo e nas características microestruturais das juntas soldadas.

Uma vez que as condições de gás de proteção com maiores teores de CO₂ produziram juntas com microestruturas consideradas mais desejáveis em termos de propriedades mecânicas, sugere-se testar a utilização de misturas mais ricas em CO₂ e observar a resposta das juntas em termos microestruturais e de propriedades mecânicas.

A utilização de sistemas de aquisição de dados de soldagem em tempo real, associado ou não à filmagem em alta velocidade, possibilitaria o estudo da influência da parametrização no modo de transferência metálica, permitindo uma melhor compreensão do processo HLAW.

Finalmente, face à sensibilidade do processo no que se refere ao alinhamento das fontes de calor em relação à junta, o autor acredita que a utilização de sistemas de seguimento de junta seria bastante interessante e provavelmente melhoraria a qualidade das juntas soldadas.

REFERÊNCIAS

- 1 PAPAETHYMIIOU, S. A. Root Cause Analysis of Surface and Internal Defects of Micro-Alloyed S355 Heavy Plates. **International Journal of Structural Integrity**, v. 4, n. 1, p. 91-107, 2013.
- 2 SOKOLOV, M. et al. Laser Welding and Weld Hardness Analysis of Thick Section S355 Structural Steel. **Materials and Design**, v. 32, p. 5127-5131, 2011.
- 3 FINNDIN, T. Optimizing Welding and Cutting for Wind Tower Production. **Welding Journal**, v. 89, n. 8, p. 30-33, Agosto 2010.
- 4 OGBORN, J. S. Submerged Arc Welding. In: METALS, A. S. F. **ASM Handbook**. [S.l.]: ASM International, v. 6: Welding, Brazing and Soldering, 1993. p. 618-641.
- 5 NGUYEN, T. C.; WECKMAN, D. C.; JOHNSON, D. A. The Discontinuous Weld Bead Defect in High-Speed Gas Metal Arc Welds. **Welding Journal**, v. 86, p. 360-372, Novembro 2007.
- 6 PAL, K.; PAL, S. K. Effect of Pulse Parameters on Weld Quality in Pulsed Gas Metal Arc Welding: A Review. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 20, n. 6, p. 918-931, 2011.
- 7 ZHIYONG, L. et al. Coupling of Laser with Plasma Arc to Facilitate Hybrid Welding of Metallic Materials: A Review. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 22, n. 2, p. 384-395, 2013.
- 8 VICTOR, B. M. Hybrid Laser Arc Welding. In: METALS, A. S. F. **ASM Handbook**. [S.l.]: [s.n.], v. 6A: Welding Fundamentals and Processes, 2011. p. 321-328.
- 9 KELLY, S. M. et al. Using Hybrid Laser-Arc Welding to Reduce Distortion in Ship Panels. **Welding Journal**, v. 88, p. 32-36, Março 2009.
- 10 KAH, P. Overview of the Exploration Status of Laser-Arc Hybrid Welding Processes. **Reviews on Advanced Materials Science**, v. 30, p. 112-132, 2012.
- 11 LEUNG, D. Y. C.; YANG, Y. Wind Energy Development and its Environmental Impact: A Review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 16, p. 1031-1039, 2011.
- 12 VARGAS, A. V. et al. Life Cycle Assessment: A Case Study of Two Wind Turbines Used in Mexico. **Applied Thermal Engineering**, v. 75, p. 1210-1216, 2014.
- 13 LUONG, N. D. A Critical Review on Potential and Current Status of Wind Energy in Vietnam. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 43, p. 440-448, 2014.

- 14 CHENG, M.; ZHU, Y. The State of the Art of Wind Energy Conversion Systems and Technologies: A Review. **Energy Conversion and Management**, v. 88, p. 332-347, 2014.
- 15 DAI, K. et al. Environmental Issues Associated with Wind Energy: A Review. **Renewable Energy**, v. 75, p. 911-921, 2014.
- 16 BAKKEN, T. H. et al. Demonstrating a New Framework for the Comparison of Environmental Impacts from Small- and Large-Scale Hydropower and Wind Power Projects. **Journal of Environmental Management**, v. 140, p. 93-101, 2014.
- 17 KAPLAN, Y. A. Overview of Wind Energy in the World and Assessment of Current Wind Energy Policies in Turkey. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 43, p. 562-568, 2014.
- 18 WORLD WIND ENERGY ASSOCIATION. **World Wind Energy Report 2014**. World Wind Energy Association. [S.I.], p. 48. 2015.
- 19 WORLD WIND ENERGY ASSOCIATION. The World Sets New Wind Installations Record: 63,7 GW New Capacity in 2015. **World Wind Energy Association**, 2016. Disponível em: <<http://www.wwindea.org/the-world-sets-new-wind-installations-record-637-gw-new-capacity-in-2015/>>. Acesso em: Fevereiro 2016.
- 20 GLOBAL WIND ENERGY COUNCIL. Global Statistics. **Global Wind Energy Council**, 2015. Disponível em: <<http://www.gwec.net/global-figures/graphs/>>. Acesso em: Fevereiro 2016.
- 21 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ENERGIA EÓLICA. **Boletim de Dados: Janeiro/2016**. Associação Brasileira de Energia Eólica. [S.I.], p. 7. 2016.
- 22 KUMAR, Y. et al. Wind Energy: Trends and Enabling Technologies. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 53, p. 209-224, 2015.
- 23 FEIJÓ, B. P. **Otimização de Torres de Aço para Geradores Eólicos**. Fortaleza: Dissertação de Mestrado em Engenharia Civil, Universidade Federal do Ceará, 2010. 86 p.
- 24 SIMAS, M.; PACCA, S. Assessing Employment in Renewable Energy Technologies: A Case Study for Wind Power in Brazil. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 31, p. 83-90, 2014.
- 25 PETRING, D. Developments in Hybridisation and Combined Laser Beam Welding Technologies. In: KATAYAMA, S. **Handbook of Laser Welding Technologies**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2013. Cap. 18, p. 478-504.
- 26 STAUFER, H. LaserHybrid Welding and LaserBrazing: State of the Art in Technology and Practice by the Examples of the Audi A8 and VW-Phaeton. **Proc.**

3rd International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing, Stuttgart, 2005. 203-208.

27 KATAYAMA, S. Fundamentals of Hybrid Laser–Arc Welding. In: OLSEN, F. O. **Hybrid laser–arc welding**. Cambridge: Woodhead Publishing in Materials, 2009. Cap. 2, p. 28-46.

28 SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: Melhor Entendimento, Melhor Desempenho**. São Paulo: Artliber Editora, 2008.

29 RAO, Z. H.; LIAO, S. M.; TSAI, H. L. Modelling of Hybrid Laser–GMA Welding: Review and Challenges. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 4, p. 300-306, 2011.

30 REUTZEL, E. W. Advantages and Disadvantages of Arc and Laser Welding. In: OLSEN, F. O. **Hybrid Laser Arc Welding**. Cambridge: Woodhead Publishing in Materials, 2009. Cap. 1, p. 1-27.

31 PETRING, D. Enhancing Laser Welding Capabilities by Hybridisation or Combination with Other Processes. In: LAWRENCE, J., et al. **Advances in Laser Materials Processing**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2010. Cap. 10, p. 261-290.

32 CASALINO, G. et al. Hybrid Laser Welding: A Review. **DAAAM International Scientific Book**, Vienna, p. 413-430, 2010.

33 SUBAN, M.; TUŠEK, J. Dependence of Melting Rate in MIG/MAG Welding on the Type of Shielding Gas Used. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 119, p. 185-192, 2001.

34 WEMAN, K. **Welding Processes Handbook**. Boca Raton: CRC Press, 2003.

35 KEY, J. F. Arc Physics of Gas-Tungsten Arc Welding. In: INTERNATIONAL, A. **ASM Metals Handbook**. [S.l.]: ASM International, v. 6: Welding, Brazing and Soldering, 1993. p. 81-92.

36 LANCASTER, J. F. The Physics of Fusion Welding. Part 1: The Electric Arc in Welding. **IEE Proceedings**, v. 134, n. 5, p. 233-254, 1987.

37 TATAGIBA, L. C. S.; GONÇALVES, R. B.; PARANHOS, R. Tendências no Desenvolvimento de Gases de Proteção Utilizados na Soldagem MIG/MAG. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 17, n. 3, p. 218-228, 2012.

38 NORRISH, J. **Advanced Welding Processes: Technologies and Process Control**. 2. ed. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd, 2006.

- 39 LYTTLE, K. A. Shielding Gases for Welding. In: INTERNATIONAL, A. **ASM Metals Handbook**. [S.l.]: ASM International, v. 6: Welding, Brazing and Soldering, 1993. p. 163-177.
- 40 KOZAKOV, R. et al. Weld Pool Temperatures of Steel S235 While Applying a Controlled Short-Circuit Gas Metal Arc Welding Process and Various Shielding Gases. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 46, p. 1-12, 2013.
- 41 SCHWEDERSKY, M. B. et al. Soldagem TIG de Elevada Produtividade: Influência dos Gases de Proteção na Velocidade Limite para Formação de Defeitos. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 16, n. 4, p. 333-340, 2011.
- 42 LYTTLE, K. A.; STAPON, W. F. G. Select the Best Shielding Gas for the Best Application. **Welding Journal**, v. 69, n. 11, p. 21-27, 1990.
- 43 HOLLIDAY, D. B. Gas-Metal Arc Welding. In: INTERNATIONAL, A. **ASM Metals Handbook**. [S.l.]: ASM International, v. 6: Welding, Brazing and Soldering, 1993. p. 569-581.
- 44 SCOTTI, A.; PONOMAREV, V.; LUCAS, W. A Scientific Application Oriented Classification for Metal Transfer Modes in GMA Welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, p. 1406-1413, 2012.
- 45 HALLIDAY, D.; RESNICK, R.; WALKER, J. **Fundamentos de Física**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, v. 4: Óptica e Física Moderna, 2009.
- 46 LANDOLT-BÖRNSTEIN - GROUP VIII: ADVANCED MATERIALS AND TECHNOLOGIES. **Laser Physics and Applications**. Berlin: Springer, v. 1, 2004.
- 47 STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. **Laser Material Processing**. 4. ed. Londres: Springer, 2010.
- 48 LASER INSTITUTE OF AMERICA. **LIA Handbook of Laser Materials Processing**. Orlando: Magnolia Publishing, Inc., 2001.
- 49 DAWES, C. **Laser Welding: A Practical Guide**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 1992.
- 50 BOGUE, R. Lasers in Manufacturing: A Review of Technologies and Applications. **Assembly Automation**, v. 35, n. 2, p. 161-165, 2015.
- 51 KATAYAMA, S. Understanding and Improving Process Control in Pulsed and Continuous Wave Laser Welding. In: LAWRENCE, J., et al. **Advances in laser materials processing: Technology, research and applications**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2010. Cap. 7, p. 181-210.

- 52 FABBRO, R. Developments in Nd:YAG Laser Welding. In: KATAYAMA, S. **Handbook of laser welding technologies**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2013. Cap. 3, p. 47-72.
- 53 TSUKAMOTO, S. Developments in CO₂ Laser Welding. In: KATAYAMA, S. **Handbook of laser welding technologies**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2013. Cap. 2, p. 17-46.
- 54 KATAYAMA, S. Introduction: Fundamentals of Laser Welding. In: KATAYAMA, S. **Handbook of Laser Welding Technologies**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2013. Cap. 1, p. 3-16.
- 55 BHARTI, A. Laser Welding. **Bulletin of Materials Science**, v. 11, n. 2 & 3, p. 191-212, 1988.
- 56 YOU, D. Y.; GAO, X. D.; KATAYAMA, S. Review of Laser Welding Monitoring. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 19, n. 3, p. 181-201, 2014.
- 57 TORKAMANY, M. J. et al. The Effect of Process Parameters on Keyhole Welding with a 400 W Nd : YAG Pulsed Laser. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 39, p. 4563-4567, 2006.
- 58 BOGUE, R. Fifty Years of the Laser: Its Role in Material Processing. **Assembly Automation**, v. 30, n. 4, p. 317-322, 2010.
- 59 FUJINAGA, S. et al. Direct Observation of Keyhole Behaviour During Pulse Modulated High-Power Nd:YAG Laser Irradiation. **Journal of physics D: Applied physics**, v. 33, p. 492-497, 2000.
- 60 KATAYAMA, S.; KAWAHITO, Y.; MIZUTANI, M. Elucidation of Laser Welding Phenomena and Factors Affecting Weld Penetration and Welding Defects. **Physics Procedia**, v. 5, p. 9-17, 2010.
- 61 LI, S.; CHEN, G.; ZHOU, C. Effects of Welding Parameters on Weld Geometry During High-Power Laser Welding of Thick Plate. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, Londres, v. 79, p. 177-182, 2015.
- 62 LI, S. et al. Relationship Between Spatter Formation and Dynamic Molten Pool During High-Power Deep-Penetration Laser Welding. **Applied Surface Science**, v. 303, p. 481-488, 2014.
- 63 FABBRO, R. Melt Pool and Keyhole Behaviour Analysis for Deep Penetration Laser Welding. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 43, p. 1-9, 2010.
- 64 FABBRO, R. et al. Experimental Study of the Dynamical Coupling Between the Induced Vapour Plume and the Melt Pool for Nd–Yag CW Laser Welding. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 39, p. 394-400, 2006.

- 65 FABBRO, R. et al. Study of Keyhole Behaviour for Full Penetration Nd-Yag CW Laser Welding. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 38, p. 1881-1887, 2005.
- 66 KATAYAMA, S. et al. Penetration and Porosity Prevention Mechanism in YAG Laser-MIG Hybrid Welding. **Welding International**, v. 21, p. 25-31, 2007.
- 67 LU, F. et al. Formation and Influence Mechanism of Keyhole-Induced Porosity in Deep-Penetration Laser Welding Based on 3D Transient Modeling. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 90, p. 1143-1152, 2015.
- 68 POWELL, J. et al. The Sensitivity of Hybrid Laser Welding to Variations in Workpiece Position. **Physics Procedia**, v. 12, p. 188-193, 2011.
- 69 KAH, P.; SALMINEN, A.; MARTIKAINEN, J. The Effect of Relative Location of Laser Beam with Arc in Different Hybrid Welding Processes. **Mechanika**, v. 83, n. 3, p. 68-74, 2010.
- 70 BAGGER, C.; OLSEN, F. O. Review of Laser Hybrid Welding. **Journal of Laser Applications**, v. 17, p. 2-14, 2005.
- 71 ZHANG, W. et al. The Effect of the Welding Direction on the Plasma and Metal Transfer Behavior of CO₂ Laser + GMAW-P Hybrid Welding Processes. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 58, p. 102-108, 2014.
- 72 CAMPANA, G. et al. The Influence of Arc Transfer Mode in Hybrid Laser-Mig Welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 191, p. 111-113, 2007.
- 73 GAO, M.; ZENG, X. Y.; 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. 517-523, 2006.
- 74 LIU, W. et al. Hybrid Laser-Arc Welding of Advanced High-Strength Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, p. 2823–2833, 2014.
- 75 LIU, S. et al. Analysis of Droplet Transfer Mode and Forming Process of Weld Bead in CO₂ Laser–MAG Hybrid Welding Process. **Optics & Laser Technology**, v. 44, p. 1019-1025, 2012.
- 76 STUTE, U.; KLING, R.; HERMSDORF, J. Interaction Between Electrical Arc and Nd: YAG Laser Radiation. **Annals of the CIRP**, v. 56, p. 197-200, 2007.
- 77 EL RAYES, M.; WALZ, C.; SEPOLD, G. The Influence of Various Hybrid Welding Parameters on Bead Geometry. **Welding Journal**, p. 147-153, Maio 2004.
- 78 LE GUEN, E. et al. Analysis of Hybrid Nd:Yag Laser-MAG Arc Welding Processes. **Optics & Laser Technology**, v. 43, p. 1155-1166, 2011.

- 79 MAHRLE, A.; BEYER, E. Heat Sources of Hybrid Laser-Arc Welding Processes. In: OLSEN, F. O. **Hybrid Laser Arc Welding**. Cambridge: Woodhead Publishing in Materials, 2009. Cap. 3, p. 47-84.
- 80 KIM, T. W.; PARK, Y. W. Influence of Welding Parameters on Weld Bead. **Materials Research Innovations**, v. 18, n. 2, p. 898-901, 2014.
- 81 LIU, S. et al. Experimental Investigation on Arc Characteristic and Droplet Transfer in CO₂ Laser–Metal Arc Gas (MAG) Hybrid Welding. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 62, p. 604–611, 2013.
- 82 ROEPKE, C. et al. Hybrid Laser Arc Welding Process Evaluation on DH36 and EH36 Steel. **Welding Journal**, v. 89, n. 7, p. 140-150, Julho 2010.
- 83 GAO, M.; ZENG, X. Y. Effect of Shielding Gas on Hybrid Laser–Arc Welding. In: OLSEN, F. O. **Hybrid laser-arc welding**. Cambridge: Woodhead Publishing in Materials, 2009. Cap. 4, p. 85-105.
- 84 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.
- 85 ZHAO, L. et al. Prevention of Porosity by Oxygen Addition in Fibre Laser and Fibre Laser-GMA Hybrid Welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 19, n. 2, p. 91-98, 2014.
- 86 SATHIYA, P.; MISHRA, M. K.; SHANMUGARAJAN, B. Effect of Shielding Gases on Microstructure and Mechanical Properties of Super Austenitic Stainless Steel by Hybrid Welding. **Materials and Design**, v. 33, p. 203–212, 2012.
- 87 RIBIC, B.; PALMER, T. A.; DEBROY, T. Problems and Issues in Laser-Arc Hybrid Welding. **International Materials Reviews**, v. 54, n. 4, p. 223-244, 2009.
- 88 ATABAKI, M. M. et al. Pore Formation and Its Mitigation During Hybrid Laser/Arc Welding of Advanced High Strength Steel. **Materials and Design**, v. 67, p. 509–521, 2015.
- 89 CHEN, Y. et al. Microstructure and Mechanical Properties of a Thick-Section High-Strength Steel Welded Joint by Novel Double-Sided Hybrid Fibre Laser-Arc Welding. **Materials Science & Engineering A**, v. 582, p. 284–293, 2013.
- 90 LIU, S. et al. 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.
- 91 GAO, M. et al. Weld Microstructure and Shape of Laser–Arc Hybrid Welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 13, n. 2, p. 106-113, 2008.

- 92 GAO, M. et al. Microstructure Characteristics of Laser–MIG Hybrid Welded Mild Steel. **Applied Surface Science**, v. 254, p. 5715–5721, 2008.
- 93 ZHEN, S. et al. Study on Microstructures and Mechanical Properties of Laser-Arc Hybrid Welded S355J2+N Steel. **Optics & Laser Technology**, v. 59, p. 11-18, 2014.
- 94 COULES, H. E. et al. High Pressure Rolling of Low Carbon Steel Weld Seams: Part 1 – Effects on Mechanical Properties and Microstructure. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 18, p. 76-83, 2013.
- 95 WAHBA, M.; MIZUTANI, M.; KATAYAMA, S. Single Pass Hybrid Laser-Arc Welding of 25 mm Thick Square Groove Butt Joints. **Materials and Design**, v. 97, p. 1-6, 2016.
- 96 THEWLIS, G. Classification and Quantification of Microstructures in Steels. **Materials Science and Technology**, v. 20, p. 143-160, Fevereiro 2004.
- 97 ISO 4136. Destructive tests on welds in metallic materials - Transverse tensile test, 2012.
- 98 ASTM E384. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, 2016.
- 99 QIN, G. L.; LEI, Z.; LIN, S. Y. Effects of Nd:YAG Laser + Pulsed MAG Arc Hybrid Welding Parameters on its Weld Shape. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, p. 79-86, 2007.
- 100 XU, G. X. et al. Adaptive Volumetric Heat Source Models for Laser Beam and Laser + Pulsed GMAW Hybrid Welding Processes. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 57, p. 245-255, 2011.
- 101 LIU, A.; TANG, X.; LU, F. Weld Pool Profile Characteristics of Al Alloy in Double-Pulsed GMAW. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 68, p. 2015-2023, 2013.
- 102 DI, X.; DENG, S.; WANG, B. Effect of Pulse Current on Mechanical Properties and Dendritic Morphology of Modified Medium Manganese Steel Welds Metal. **Materials and Design**, v. 66, p. 169-175, 2015.
- 103 ISO 13919-1. Welding - Electron and Laser-Beam Welded Joints - Guidance on Quality Levels for Imperfections - Part 1: Steel, 1996.
- 104 ISO 5817. Welding — Fusion-welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys (beam welding excluded) — Quality levels for imperfections, 2003.
- 105 MENDEZ, P. F.; EAGAR, T. W. Penetration and Defect Formation in High-Current Arc Welding. **Welding Journal**, v. 82, n. 10, p. 296-306, Outubro 2003.

- 106 FROSTEVARG, J.; KAPLAN, A. F. H. Undercuts in Laser Arc Hybrid Welding. **Physics Procedia**, v. 56, p. 663-672, 2014.
- 107 GEBHARDT, M. O.; GUMENYUK, A.; RETHMEIER, M. Solidification Cracking in Laser GMA Hybrid Welding of Thick-Walled Parts. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 19, n. 3, p. 209-213, 2014.
- 108 MEYER, D. W. Flux-Cored Arc Welding. In: INTERNATIONAL, A. **ASM Metals Handbook**. [S.I.]: ASM International, v. 6: Welding, Brazing and Soldering, 1993. p. 581-590.
- 109 ISO 6520-1. Welding and allied processes – Classification of geometric imperfections in metallic materials – Part 1: Fusion welding, 2007.
- 110 PIEKARSKA, W.; KUBIAK, M. Three-Dimensional Model for Numerical Analysis of Thermal Phenomena in Laser–Arc Hybrid Welding Process. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 54, p. 4966–4974, 2011.
- 111 GOLI-OGLU, E. A. The Manufacturing Processes of Heavy Plates up to 150 mm from Structural Steel Microalloyed with Vanadium. **Steel in Translation**, v. 45, n. 8, p. 605-611, 2015.
- 112 ZORC, B.; BERNETIC, J.; NAGODE, A. Effects of Welding Residual Stresses and Phosphorus Segregation on Cleavage Delamination Fracture in Thick S355 J2 G3+N Steel Plate. **Engineering Failure Analysis**, v. 40, p. 8-14, 2014.
- 113 SOLOMON, H. D. Fundamentals of Weld Solidification. In: INTERNATIONAL, A. **ASM Metals Handbook**. [S.I.]: ASM International, v. 6: Welding, Brazing and Soldering, 1993. p. 110-136.
- 114 BOSWORTH, M. R. Effective Heat Input in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding with Solid Wire Electrodes. **Welding Journal's Welding Research Supplement**, p. 111-117, Maio 1991.
- 115 LEITNER, R. E.; MCELHINNEY, G. H.; PRUITT, E. L. An Investigation of Pulsed GTA Welding Variables. **Welding Journal's Welding Research Supplement**, p. 405-410, Setembro 1973.
- 116 GRONG, O.; MATLOCK, D. K. Microstructural Development in Mild and Low-Alloy Steel Weld Metals. **International Metals Reviews**, v. 31, p. 27-48, 1986.
- 117 KRAUSS, G.; THOMPSON, S. W. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow- Carbon Steels. **ISIJ International**, v. 35, n. 8, p. 937-945, 1995.

118 RIBIC, B.; RAI, R.; DEBROY, T. Numerical Simulation of Heat Transfer and Fluid Flow in GTA/Laser Hybrid Welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 13, p. 683-693, 2008.

119 WEI, H. L. et al. Fusion Zone Microstructure and Geometry in Complete-Joint-Penetration Laser-Arc Hybrid Welding of Low-Alloy Steel. **Welding Journal**, v. 94, p. 135-144, 2015.

120 BABU, S. S.; DAVID, S. A. Inclusion Formation and Microstructure Evolution in Low Alloy Steel Welds. **ISIJ International**, v. 12, p. 1344-1353, 2002.

121 BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: Microstructure and Properties**. 3. ed. Oxford: Elsevier Ltd., 2006.

122 KRAUSS, G. Martensite in Steel: Strength and Structure. **Materials Science and Engineering**, v. A273-275, p. 40-57, 1999.

123 HU, F.; HODGSON, P. D.; WU, K. M. Acceleration of the Super Bainite Transformation Through a Coarse Austenite Grain Size. **Materials Letters**, v. 122, p. 240-243, 2014.

124 EN 10025. Hot Rolled Products of Structural Steel, 2004.