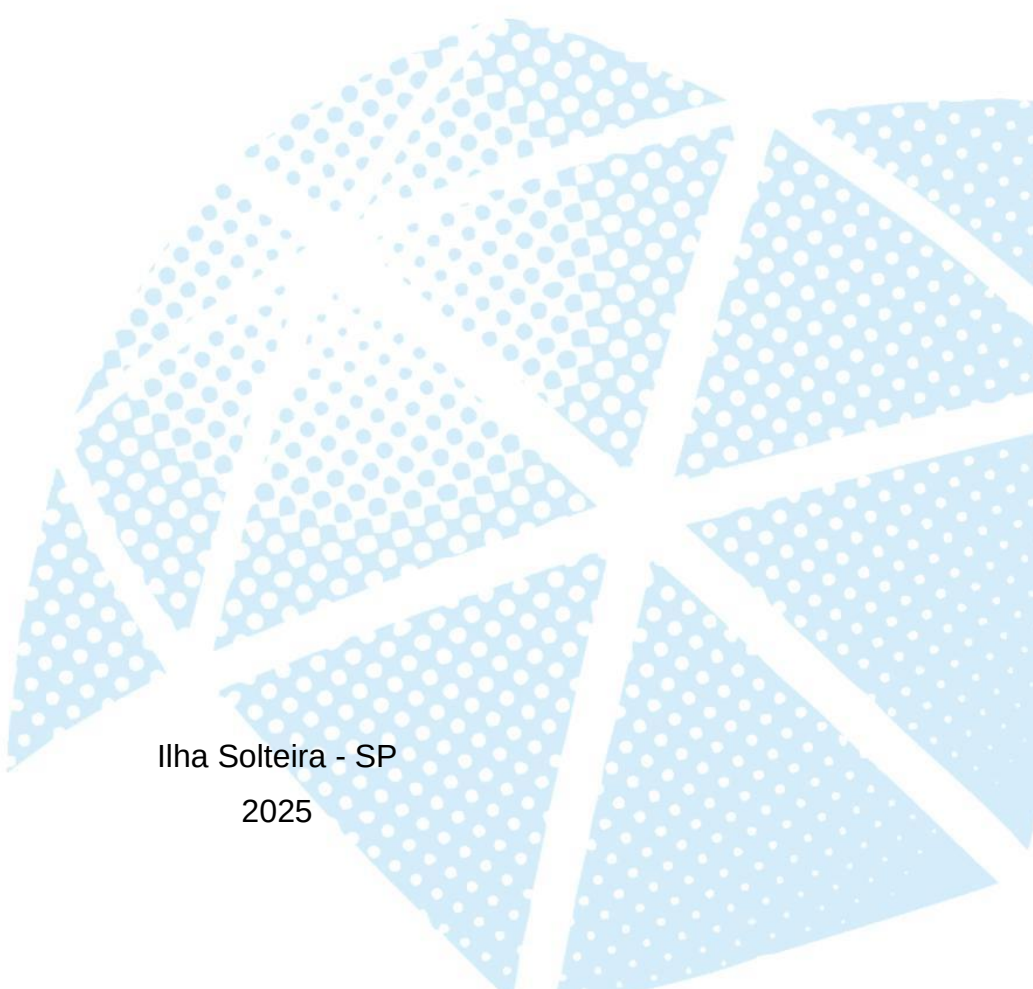


**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA**

POLIANE DE CASTRO VIEIRA

**RECICLAGEM DE RESÍDUOS DE USINAGEM PARA FLUXOS DE SOLDAGEM
EM REVESTIMENTOS RESISTENTES AO DESGASTE ABRASIVO**

Ilha Solteira - SP
2025



POLIANE DE CASTRO VIEIRA

**RECICLAGEM DE RESÍDUOS DE USINAGEM PARA FLUXOS DE SOLDAGEM
EM REVESTIMENTOS RESISTENTES AO DESGASTE ABRASIVO**

Dissertação apresentada à Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia, Ilha Solteira, para obtenção do título de Mestra em Engenharia Mecânica.

Linha de Pesquisa: Materiais e Processos Tecnológicos

Orientador: Prof. Dr. Juno Gallego

Coorientador: Prof. Dr. José Gedael Fagundes Júnior

Ilha Solteira - SP

2025

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

V658r Vieira, Poliane de Castro.
Reciclagem de resíduos de usinagem para fluxos de soldagem em revestimentos resistentes ao desgaste abrasivo / Poliane de Castro Vieira. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2025
78 f. : il.

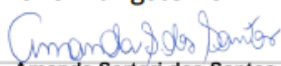
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação , 2025

Orientador: Juno Gallego

Co-orientador: José Gedael Fagundes Júnior

Inclui bibliografia

1. Carbonetos metálicos. 2. GTAW. 3. Revestimento duro. 4. Sustentabilidade. 5. Titânio. 6. Tungstênio .


Amanda Sertori dos Santos
Bibliotecária - CRB/8-9061
Seção Técnica de Referência, Atendimento ao
Usuário e Documentação
Diretoria Técnica de Biblioteca e Documentação

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: RECICLAGEM DE RESÍDUOS DE USINAGEM PARA FLUXOS DE SOLDAGEM EM REVESTIMENTOS RESISTENTES AO DESGASTE ABRASIVO

AUTORA: POLIANE DE CASTRO VIEIRA

ORIENTADOR: JUNO GALLEGÓ

COORIENTADOR: JOSÉ GEDAEL FAGUNDES JUNIOR

Aprovada como parte das exigências para obtenção do Título de Mestra em Engenharia Mecânica, área: Materiais e Processos de Fabricação pela Comissão Examinadora:

 Documento assinado digitalmente
JOSÉ GEDAEL FAGUNDES JUNIOR
Data: 15/04/2025 07:56:17-0300
Verifique em <https://validar.itl.gov.br>

Prof. Dr. JOSÉ GEDAEL FAGUNDES JUNIOR (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

 Documento assinado digitalmente
CRISTHIAN RICARDO LOAYZA LOAYZA
Data: 14/04/2025 21:28:52-0300
Verifique em <https://validar.itl.gov.br>

Dr. CRISTHIAN RICARDO LOAYZA LOAYZA (Participação Virtual)
Instituto de Tecnologia / Universidade Federal do Pará - UFPA

 Documento assinado digitalmente
VICENTE AFONSO VENTRELLA
Data: 15/04/2025 07:33:25-0300
Verifique em <https://validar.itl.gov.br>

Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

Ilha Solteira, 14 de abril de 2025

Dedico este trabalho à memória da minha amada mãe, cujo amor eterno guia
e inspira todas as minhas conquistas.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a Deus por ter me concedido a oportunidade de percorrer esta trajetória até este momento.

Agradeço ao meu querido pai, José Geraldo Vieira, o qual segue sendo a minha referência de resiliência e amor à vida.

A minhas irmãs, amigos e familiares por todo o incentivo.

Aos professores Dr. Juno Gallego e Dr. José Gedael Fagundes Júnior pela generosa partilha de conhecimento, apoio, paciência e, principalmente, confiança.

Aos professores e técnicos do DEM/FEIS pelos esclarecimentos e ajuda.

Aos colegas da pós-graduação que estiverem presentes durante este período.

À Letícia Karolayne Moreira Firmo, cuja parceria foi fundamental para a execução desta pesquisa.

Ao Elton José de Souza e aos professores Dr. João Carlos Silos Moraes e Dr. Eudes Borges de Araújo (DFQ/FEIS), Dr. Ariel Rodriguez Arias (DEM/UFGM) e Dr. Allan Machado (UEMG/João Monlevade) pela colaboração.

Às empresas Cadiminas (Belo Horizonte), Durum do Brasil e Neodent pelos materiais disponibilizados.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

RESUMO

O desgaste abrasivo é o mecanismo mais comum e agressivo de desgaste, sendo responsável por representar maiores remoções de volumes nos sistemas tribológicos. Isso ocasiona danos e falhas em componentes industriais, o que exige elevados custos quanto à manutenção e à substituição de peças. Para minimizar os efeitos do desgaste abrasivo, tem-se a aplicação de revestimentos duros (*hardfacing*). Trata-se de uma técnica de deposição de material em superfícies capaz de prolongar a vida útil da estrutura ou componente, podendo diminuir o custo relacionado ao emprego de ligas, além de reduzir o tempo destinado a paradas de manutenção. Os revestimentos duros, geralmente, são compostos por carbonetos que apresentam elevada dureza, alto ponto de fusão e estabilidade química. Destacam-se os carbonetos de tungstênio (WC) e os carbonetos de titânio (TiC), que possuem bom desempenho em aplicações de resistência ao desgaste. Tais materiais podem ser obtidos por meio do reaproveitamento de pastilhas de metal duro, majoritariamente compostas de WC, e pelos cavacos das ligas de titânio. Isso representa uma alternativa para a reinserção destes materiais nas cadeias produtivas, gerando uma alternativa sustentável com a reciclagem destes resíduos. Desta maneira, a pesquisa objetivou a obtenção de pós de cavacos e pastilhas de metal duro para serem utilizados como componentes dos consumíveis de soldagem aplicados para a deposição de revestimentos duros resistente ao desgaste abrasivo. A metodologia empregada envolveu a deposição de cordões de solda por GTAW, em substrato de aço SAE 1020, em duas condições de fluxo: MD (100% WC) e MD-Ti-C (50% WC e 50% TiC), em duas energia de soldagem distintas. Os resultados mostraram que os revestimentos obtidos com TiC apresentaram melhor uniformidade visual e menor porosidade, além de distribuição homogênea de carbonetos com morfologia dendrítica. A dureza média da zona fundida variou entre 790 e 1020 HV, representando um aumento de quatro a cinco vezes em relação ao substrato. A diluição observada foi de 50% a 75% para todas as condições, acima do ideal para revestimentos duros, mas ainda compatível com a aplicação industrial. A análise microestrutural e a difração de raios X confirmaram a presença de carbonetos complexos de Ti e W, os quais contribuem significativamente para a dureza e resistência ao desgaste. Quanto ao efeito da energia de soldagem, observou-se que, para a condição MD, o aumento da energia resultou em cordões mais largos e redução da fração volumétrica de carbonetos, sem alterações relevantes no tamanho ou circularidade dos grãos. Já na condição MD-Ti-C, a elevação da energia promoveu crescimento significativo dos grãos, mas com manutenção da homogeneidade da geometria dos cordões. Esses achados confirmam o potencial de reaproveitamento de resíduos industriais como fonte de matéria-prima para revestimentos duros, promovendo uma alternativa técnica e ambientalmente sustentável para aplicações industriais de alta exigência.

Palavras-chave: carbonetos metálicos; GTAW; revestimento duro; sustentabilidade, titânio; tungstênio.

ABSTRACT

Abrasive wear is the most common and severe wear mechanism, responsible for significant material removal in tribological systems. This leads to damage and failure of industrial components, incurring high maintenance and replacement costs. To mitigate the effects of abrasive wear, hardfacing techniques are employed. Hardfacing involves the deposition of wear-resistant materials onto surfaces to extend the service life of components, reduce alloy costs, and minimize maintenance downtime. These coatings are typically composed of carbides characterized by high hardness, melting point, and chemical stability. Among them, tungsten carbide (WC) and titanium carbide (TiC) stand out for their excellent wear resistance. These materials can be obtained through the recycling of hard metal inserts, primarily composed of WC, and titanium alloy chips, offering a sustainable alternative by reintegrating waste materials into production chains. This study aimed to produce powder from titanium alloy chips and hard metal inserts to be used as components in welding consumables for depositing hardfacing coatings resistant to abrasive wear. The methodology involved depositing weld beads via the GTAW process on SAE 1020 steel substrates, using two flux compositions: MD (100% WC) and MD-Ti-C (50% WC and 50% TiC), under two different welding energy levels. The results showed that coatings containing TiC exhibited improved surface uniformity and lower porosity, as well as a homogeneous distribution of dendritic carbides. The average hardness of the fusion zone ranged from 790 to 1020 HV, representing an increase of four to five times compared to the base metal. Dilution levels ranged from 50% to 75% across all conditions—values higher than ideal for hardfacing, yet still viable for industrial applications. Microstructural analysis and X-ray diffraction confirmed the presence of complex Ti and W carbides, which significantly contribute to the hardness and wear resistance of the coating. Regarding the effect of welding energy, the MD condition showed wider beads and a reduced volumetric fraction of carbides at higher energy levels, with minimal changes in carbide grain size or shape. In contrast, the MD-Ti-C condition exhibited significant grain growth with increasing energy, while maintaining geometric homogeneity of the weld beads. These findings confirm the potential of reusing industrial waste as raw material for hardfacing applications, providing a technically and environmentally sustainable solution for demanding industrial environments.

Keywords: metal carbides; GTAW; hardfacing; sustainability; titanium; tungsten.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Geometria do cordão de solda.....	23
Figura 2 - Dureza dos carbonetos refratários em função da temperatura.	25
Figura 3 - Diagrama de fases Ti-C.	26
Figura 4 - Dureza dos carbonetos refratários em função da proporção metal-carbono.	27
Figura 5 - Diagrama de fases W-C.....	28
Figura 6 - Fluxograma de materiais e métodos.	31
Figura 7- Esquema do gabarito utilizado para a deposição da camada.....	33
Figura 8 - Fonte de soldagem GTAW (a) e adaptação com dispositivo móvel (b). ...	34
Figura 9 – Ângulo de ponta do eletrodo.	35
Figura 10 - Camada anterior à soldagem (a) e cordão de solda formado (b).....	36
Figura 11 – Esquema de corte das amostras.....	36
Figura 12 – Representação das indentações durante o ensaio de dureza (a); e regiões analisadas no cordão de solda (b).	38
Figura 13 - Macrografia dos depósitos.	41
Figura 14 - Macrografia das seções.	42
Figura 15 – Geometria dimensional da zona fundida conforme a energia de soldagem.	43
Figura 16 - Variação da taxa de diluição das soldas conforme a energia de soldagem.	44
Figura 17- Difrátograma das pastilhas moídas (MD); solda MD e solda MD-Ti-C.....	47
Figura 18 - Microestruturas de soldas. MD(H1): (a), (c), (d); MD(H2): (b), (e), (f). ...	49
Figura 19 - Microestruturas de soldas. MDTiC(H1): (a), (c), (d); MDTiC(H2): (b), (e), (f).....	50
Figura 20 - Mapeamento químico da microestrutura da solda com fluxo de MD (H2), (EDS/MEV).....	52
Figura 21 – Micrografia MEV, MD (H2). Elétron retroespalhado (a); elétron secundário (b).....	53
Figura 22 – Espectro de EDS, MD (H2), ponto 1.	54
Figura 23 – Espectro de EDS, MD (H1), ponto 2.	55
Figura 24 – EDS por linha, MD (H1).....	56
Figura 25 – Espectro de EDS, MD (H1), ponto 3.	57

Figura 26 – Espectro de EDS, MD (H1), ponto 4.	57
Figura 27 – Espectro de EDS, MD (H1), ponto 5.	58
Figura 28 – Espectro de EDS, MD (H1), ponto 6.	59
Figura 29 - Mapeamento químico da microestrutura da solda com fluxo de MD-Ti-C (H2), (EDS/MEV).....	59
Figura 30 – EDS por linha, MD-Ti-C (H1).....	61
Figura 31 – Espectro de EDS, MD-Ti-C (H1), pontos 7 e 8.....	62
Figura 32 – Variação da fração volumétrica dos carbonetos com energia de soldagem.	63
Figura 33 - Variação da circularidade e do tamanho médio de grão.	64
Figura 34 - Dureza média da zona fundida em comparação ao metal de base.	66
Figura 35 – Comparativo das condições de fluxo com a energia de soldagem.	66
Figura 36 - Indentações de dureza realizadas em: (a) Solda composta por fluxo de MD; (b) Solda composta por fluxo de MD-Ti-C; (c) Metal de base (SAE 1020).....	67
Figura 37 – Dureza média das partículas não fundidas.	68

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química nominal da liga de titânio ASTM F136 (% peso). ...	32
Tabela 2 - Composição química nominal das camadas (% peso).	33
Tabela 3 - Parâmetros de soldagem.	34
Tabela 4 - Energia de soldagem empregada.	35
Tabela 5 - Relação das fichas CIF empregadas.	39

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
BSE	<i>Backscattered Secondary Electrons</i> (elétrons retroespalhados)
CFC	Cúbica de face centrada
CIF	<i>Crystallographic Information File</i>
DCEN	<i>Direct Current Electrode Negative</i>
DCEP	<i>Direct Current Electrode Positive</i>
DRX	Difração de raios-X
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
HV	<i>Hardness Vickers</i> (dureza Vickers)
ICSD	<i>Inorganic Crystal Structure Database</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
PTA	<i>Plasma Transferred Arc</i>
SE	<i>Secondary Electron</i> (elétron secundário)
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	OBJETIVO GERAL	16
1.1.1	Objetivos específicos	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1	DESGASTE ABRASIVO	18
2.2	SOLDAGEM DE REVESTIMENTO	20
2.2.1	Soldagem a Arco Elétrico com Proteção Gasosa e Eletrodo de Tungstênio	22
2.2.2	Parâmetros de Soldagem.....	23
2.3	METAIS DE ADIÇÃO E SUAS PARTICULARIDADES PARA A SOLDAGEM DE REVESTIMENTOS DUROS.....	24
2.4	CARBONETOS DE TITÂNIO.....	25
2.5	CARBONETOS DE TUNGSTÊNIO	27
2.6	CARBONETOS MISTOS	28
2.7	REVESTIMENTO DURO COMO ALTERNATIVA DE ECONOMIA CIRCULAR	29
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	30
3.1	PREPARAÇÃO DA MISTURA.....	32
3.2	DEPOSIÇÃO DA CAMADA	33
3.3	PROCESSO DE SOLDAGEM	34
3.4	CORTE E SELEÇÃO DAS AMOSTRAS.....	36
3.5	PREPARAÇÃO DAS SUPERFÍCIES.....	37
3.6	ANÁLISE INSTRUMENTAL.....	37
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
4.1	ANÁLISE MACROGRÁFICA	40
4.1.1	Macrografia dos depósitos	40
4.1.2	Geometria dos cordões de solda	43
4.1.3	Taxa de diluição.....	44
4.2	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	45
4.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	48
4.3.1	Caracterização por Elétrons Retroespalhados – MEV/BSE	48
4.3.2	Caracterização Química – EDS/MEV	52

4.3.2.1	Revestimento de metal duro	52
4.3.2.2	Revestimento de metal duro enriquecido por Ti	59
4.3.3	Fração Volumétrica, Circularidade e Tamanho Médio de Grão	62
4.4	DUREZA DOS CORDÕES	65
5	CONCLUSÃO	69
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	71
	REFERÊNCIAS	72
	APÊNDICE A – AMOSTRAS DE SEÇÃO POR CONDIÇÃO	76
	APÊNDICE B – MICROGRAFIAS DA ZONA FUNDIDA EM REGIÕES NA DIREÇÃO HORIZONTAL DA AMOSTRA DE SEÇÃO.....	77
	APÊNDICE C – PUBLICAÇÕES REFERENTES A ESTE TRABALHO	78

1 INTRODUÇÃO

O desgaste é responsável por ocasionar danos e falhas em componentes e estruturas, sendo um processo inevitável. Dentre os mecanismos de desgaste, destaca-se o desgaste abrasivo, o mais severo e comum, caracterizado pela remoção do material devido ao riscamento (1,2). Os custos relacionados ao controle e à manutenção contra esses mecanismos, bem como da substituição de peças comprometidas, são elevados, com seus efeitos aparente, principalmente, no setor industrial, como siderurgia, mineração e agricultura, uma vez que se tratam de áreas com elevado índice de manipulação de partículas de materiais (minerais, matérias-primas e impurezas) (3). Isso corrobora a importância e o interesse da indústria nos estudos relacionados à mitigação e ao combate dos efeitos acarretados por esses fatores.

Como alternativa de combate ao desgaste abrasivo, tem-se revestimento duro (*hardfacing*), processo de usinagem em que um material mais duro é adicionado ao metal de base com o auxílio de um método de soldagem (4). Trata-se de uma técnica de baixo custo de deposição de material em superfícies capaz de prolongar a vida útil da estrutura ou componente, podendo economizar até 80% do custo de ligas sólidas, além de diminuir o tempo destinado a paradas de manutenção (4,5). Assim, estudos relacionados ao combate do desgaste de metais empregando revestimento duro têm apresentado resultados relevantes, com ênfase no emprego da soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) (4,6,7,8).

Dentre os carbonetos que podem ser aplicados como revestimento duro, destacam-se o carboneto de titânio (TiC) e o carboneto de tungstênio (WC), os quais apresentam elevada dureza; alta resistência e rigidez; alto ponto de fusão; estabilidade química; e resistência ao desgaste (9). Quando aplicados como revestimento duro, auxiliam na redução ao desgaste, evitando a fadiga de superfície e a oxidação por atrito. Dessa maneira, pode-se adotar aços de custo inferior em detrimento aos aços de melhores propriedades, porém de elevado valor de compra. Tais carbonetos, ainda, podem ser aplicados em conjunto, no intuito de se potencializar as propriedades do revestimento, principalmente, a resistência contra ao desgaste, caracterizando-se como uma alternativa de menor custo, quando comparada a demais técnicas.

As pastilhas de metal duro são fontes ricas em carboneto de tungstênio, assim como os cavacos de ligas de titânio derivados de implantes odontológicos se configuram como uma fonte de baixo custo de titânio. Contudo, por vezes, tais materiais não possuem um redirecionamento adequado, tornando-se um problema quanto aos custos relacionados ao descarte. Assim, tendo em vista as propriedades desses carbonetos e visando a economia circular, tais materiais podem ser adotados como fluxos de soldagem na geração de superfícies resistentes ao desgaste abrasivo, o que corresponde à proposta desta pesquisa. Salienta-se, ainda, que a reciclagem de resíduos metálicos por meio de aplicação de revestimento duro se configura como uma alternativa para escassez de recursos minerais, além de contribuir para o meio ambiente, caracterizando-se como uma proposta de desenvolvimento tecnológico sustentável.

1.1 OBJETIVO GERAL

Este trabalho tem como objetivo investigar a viabilidade da reciclagem de resíduos de usinagem, especificamente o pó de cavacos de ligas de titânio e de pastilhas de metal duro ricas em carboneto de tungstênio, como materiais para compor fluxos de soldagem utilizados na aplicação de revestimentos duros resistentes ao desgaste abrasivo, por meio do processo de soldagem GTAW.

1.1.1 Objetivos específicos

Como objetivos específicos, têm-se:

- a) Comparar a uniformidade superficial e a qualidade visual dos cordões de solda obtidos com dois tipos de fluxo de soldagem — MD (100% metal duro com carboneto de tungstênio) e MD-Ti-C (mistura 50% MD e 50% pó de cavacos de ligas de titânio) — sob duas condições distintas de energia de soldagem (H1 e H2).
- b) Investigar a ocorrência de defeitos como porosidade e partículas não fundidas nos revestimentos produzidos com diferentes composições de fluxo.

- c) Mensurar os valores de diluição nas diferentes condições de soldagem e compará-los com os limites recomendados para revestimentos resistentes ao desgaste.
- d) Determinar a dureza média dos revestimentos obtidos com cada condição experimental por meio do ensaio de microdureza Vickers, comparando-os com o metal de base.
- e) Analisar a morfologia e a distribuição dos carbonetos nas zonas fundidas, visando compreender sua influência na resistência ao desgaste.
- f) Estudar o efeito da variação da energia de soldagem sobre a geometria dos cordões, a fração volumétrica e a morfologia dos grãos de carbonetos nos fluxos MD e MD-Ti-C.
- g) Identificar e caracterizar as fases presentes nos depósitos por meio de técnicas de DRX e MEV, com foco na formação de carbonetos complexos de titânio e tungstênio.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 DESGASTE ABRASIVO

O desgaste pode ser definido como a modificação de uma superfície sólida por perda progressiva irreversível ou deslocamento de material em decorrência do movimento relativo entre essa superfície e uma substância ou substâncias em contato (10). Assim, deve ser evitado na maioria das aplicações de engenharia, tendo em vista que ocasiona perda de funcionalidade e de energia. Salienta-se, ainda, que os detritos de desgaste podem ser responsáveis por falhas e/ou intensificar o desgaste em sistemas de lubrificação a óleo e hidrotransporte (1). Como efeitos secundários, têm-se problemas de vibração e de desalinhamentos, além da superfície comprometida sofrer com a geração e a propagação de trincas, o que, em situações mais graves, pode provocar a fratura do componente (2).

Dentre os mecanismos de desgaste existentes, destaca-se o desgaste abrasivo. Segundo a Norma ASTM G40 - 22a, o desgaste abrasivo é caracterizado pelo desgaste decorrente de partículas duras ou protuberâncias duras forçadas contra e em movimento ao longo de uma superfície sólida (10). Trata-se do mecanismo de desgaste mais comum, caracterizado pela remoção do material devido ao riscamento (1,2). O custo da abrasão é elevado, sendo o seu efeito aparente, especialmente, no setor industrial, como siderurgia, mineração e agricultura, uma vez que se tratam de áreas com elevado índice de manipulação de partículas de materiais (minerais, matérias-primas e impurezas) (3).

O desgaste abrasivo pode ocorrer de duas formas: abrasão de dois corpos ou sulcamento; e abrasão de três corpos ou rolamento. A abrasão de dois corpos resulta de asperezas duras de uma contraparte mais áspera ou de partículas duras contidas na contraparte que, quando submetida a carga e deslizamento, tende a acarretar o desgaste da superfície mais macia, caracterizando-se pela geração de sulcos alongados paralelos à direção de deslizamento na superfície do material, os quais podem modificar de arranhões suaves a escoriações acentuadas (1). Na abrasão de três corpos, as partículas se comportam como elementos interfaciais entre o corpo sólido e o contracorpo (2). A abrasão de três corpos, portanto, conta com um terceiro corpo (partículas abrasivas) e pode gerar danos de variadas indentações na superfície desgastada (1).

As taxas de desgaste por abrasão rolante são inferiores à abrasão por sulcamento, uma vez que na abrasão por três corpos, apenas uma fração das partículas gera o desgaste, em decorrência da variação do ângulo de ataque (1,2). Salienta-se que, conforme as condições de contato, um desses tipos de abrasão pode ser o predominante. Contudo, em situações mais complexas, ambos podem ocorrer, tanto ocasionando perda de material quanto alterando o tipo de abrasão atuante ao decorrer do tempo (1).

O desgaste abrasivo pode ser subdividido em três categorias distintas, sendo elas: a) abrasão suave ou de baixa tensão (*low-stress abrasion*); b) abrasão severa ou de alta tensão (*high-stress abrasion*); e c) abrasão extrema ou por arranque (*gouging abrasion*), como descrito a seguir (11).

a) Abrasão de baixa tensão: A superfície é submetida ao desgaste de forma gradual pela ação de pequenas partículas abrasivas e de caráter arredondado, gerando um raiado ou um polido, normalmente, dando origem ao microsulcamento da superfície.

b) Abrasão de alta tensão: O desgaste ocorre devido à presença de partículas abrasivas que se deslocam entre duas superfícies, as quais são submetidas a determinadas forças de compressão que favorecem a fragmentação do abrasivo. Além disso, a atuação das partículas abrasivas provoca o riscamento ou o sulcamento, bem como indentações sobre a superfície desgastada.

c) Abrasão por arranque: É caracterizada pela ação de impacto em que o abrasivo, geralmente de aspecto grosseiro, exerce sobre a superfície, possibilitando a ocorrência de deformação plástica ou mesmo a remoção de partículas da superfície. Assim, pode ocasionar deformação macroscópica ou fratura frágil do material suscetível ao desgaste.

Cabe destacar que a microestrutura pode influenciar no comportamento de desgaste dos materiais, principalmente, quando há o contato direto entre superfícies de sólidos na ausência de uma interface, tais como lubrificantes; óxidos; e camadas adsorvidas. De forma generalizada, a microestrutura dos materiais suscetíveis ao desgaste é resultante da composição química, processo de produção e interação dos componentes em um tribossistema (2). Nesse sentido, como forma de combate ao desgaste abrasivo, tem-se adotado o revestimento duro (1).

2.2 SOLDAGEM DE REVESTIMENTO

Os materiais de metal duro apresentam limitações quanto à conformação em componentes ou geometrias complexas. Uma estratégia para integrar a elevada resistência ao desgaste da cerâmica à maleabilidade dos metais consiste na aplicação de revestimentos por meio de processos de soldagem. Esse método permite a combinação da resistência à abrasão proporcionada pelos carbonetos com a tenacidade de uma matriz metálica, resultando em um revestimento de alto desempenho depositado sobre aço estrutural de elevada resistência (12).

A soldagem por revestimento representa um dos processos de engenharia de superfície, a qual se concentra no aprimoramento de determinadas propriedades da superfície de um componente, não estando dependente das propriedades do seu volume. Dessa forma, a soldagem por revestimento consiste na aplicação de um novo material à superfície, a fim de aprimorar as propriedades da superfície desejada, favorecendo, por exemplo, a resistência ao desgaste, ao impacto e à erosão. Cabe destacar que o revestimento pode ser gerado na superfície de um componente por variados métodos de soldagem por fusão, sendo, normalmente, aplicado onde o desgaste significativo pode ser tolerado antes de requerer uma nova restauração de superfície. Além disso, conforme o tipo de soldagem empregada, o material de revestimento pode ser alimentado na zona de fusão como um eletrodo consumível ou como um eletrodo de preenchimento (1).

A seleção do material de soldagem deve ser baseada em alguns fatores, tais como metal base e o tipo de desgaste a qual a peça será submetida (4). Trata-se, ainda, de uma técnica de baixo custo de deposição de material em superfícies, a qual é capaz de prolongar a vida útil da estrutura ou componente, podendo economizar até 80% do custo de ligas sólidas (4,5).

Nos processos de revestimento duro, a superfície do substrato a ser revestido também sofre fusão, estabelecendo, dessa maneira, uma forte ligação metalúrgica entre o revestimento e o substrato. Destaca-se que o reforço de revestimento por soldagem possibilita a deposição de um revestimento de 1 a 50 mm de espessura, normalmente feito de materiais metálicos ou *cermets*, contudo, não é recomendável para cerâmicas e polímeros. Salienta-se, ainda, que a soldagem por revestimento é fortemente empregada para depositar materiais resistentes ao desgaste abrasivo, principalmente em equipamentos e componentes do setor mineral, haja vista que o

procedimento pode ser realizado utilizando equipamentos de soldagem portáteis. Além disso, tal procedimento também pode ser realizado antes do componente ser usinado ou retificado para se obter um acabamento final, no intuito de se alcançar uma maior precisão (1).

De fato, durante o processo de soldagem, há uma zona de diluição entre o material depositado e o substrato, a qual pode influenciar as propriedades da camada depositada. Este grau de diluição varia conforme o método de soldagem adotado, porém, pode alcançar cerca de 30%. De maneira semelhante a um processo de soldagem convencional, o substrato terá uma zona afetada pelo calor, assim, é necessário se atentar a alterações termicamente ativas nas propriedades do substrato. Aliado a isso, a fissuração do revestimento acarretada em decorrência de tensões térmicas e à baixa ductibilidade de determinados depósitos, pode ser um ponto de atenção em certas situações. Tais problemas podem ser controlados, até certo ponto, por meio do pré-aquecimento do componente e do resfriamento controlado (1).

Estudos relacionados ao combate do desgaste de metais empregando revestimento duro têm apresentado resultados interessantes, com ênfase do emprego da soldagem *GTAW*. Suraj estudou o efeito do revestimento duro em aços macios contra ao desgaste e à corrosão, por meio da soldagem *GTAW*, com arame de enchimento ER 70S-2, e concluiu que o revestimento potencializa a resistência ao desgaste e à corrosão (4). Wang e outros desenvolveram, com sucesso, o revestimento composto de superfície de liga à base de Fe (ferro) e reforçado com partículas de TiC (carboneto de titânio), com a fonte de calor *GTAW*, por meio da reação in situ de ferrotitânio e grafite, elevando-se a dureza e a resistência ao desgaste (6). Kumar, Batra e Prakash, por sua vez, investigaram a resistência ao desgaste de três corpos do aço inoxidável martensítico AISI 409 M com a adição de revestimento duro em pó de WC-10Co-4Cr, também com aplicação *GTAW*, constatando-se o aumento da resistência ao desgaste devido à elevação da dureza (7). Paraye e outros, ainda, avaliaram a alteração da superfície do aço de rolamento AISI 8620 por partícula TiC, com aplicação *GTAW*, tendo o aumento da resistência ao desgaste de, aproximadamente, 4,6 vezes em comparação à amostra inicial (8).

Vale destacar que o desempenho dos revestimentos é determinado pela fração do volume do carboneto, pelo tamanho do carboneto em relação às partículas abrasivas e pelo tipo de soldagem adotada. De fato, os efeitos da diluição com o metal

de base podem favorecer a redução do volume do carboneto e, conseqüentemente, à resistência ao desgaste. Nesse sentido, deve-se priorizar a técnica de soldagem com baixa entrada de calor e diluição (1).

2.2.1 Soldagem a Arco Elétrico com Proteção Gasosa e Eletrodo de Tungstênio

No que se refere à soldagem a arco elétrico com proteção gasosa e eletrodo de tungstênio (*Gas Tungsten Arc Welding – GTAW*), também denominada soldagem à gás inerte de tungstênio (*Tungsten Inert Gas – TIG*), é caracterizada pelo emprego de um eletrodo de tungstênio não consumível para sustentar o arco, o qual é protegido pelo gás inerte (argônio, hélio ou uma mistura destes) adicionado externamente, favorecendo a soldagem numa atmosfera não reativa e protegendo a poça de fusão (13). Dessa forma, o processo *GTAW* consiste em um eletrodo de tungstênio interligado a um terminal de uma fonte de energia, em que o outro terminal está conectado à peça de trabalho, mantendo-se o arco entre as extremidades. As temperaturas da poça de fusão podem alcançar, aproximadamente, 2500°C (14).

Trata-se do processo de arco mais versátil, com as soldas podendo ocorrer com ou sem metal de adição, além da possibilidade de soldar materiais mais finos (menor que 1 mm). Aliado a isso, a soldagem *GTAW* pode ser usada em todas as posições de soldagem, abrangendo uma variedade de ligas ferrosas e não ferrosas. Salienta-se que pode ter aplicações automatizadas ou robóticas, bem como favorecer um ótimo controle da solda, o que proporciona uma fusão excelente e uma boa molhabilidade no início da solda, evitando, dessa forma, fusões incompletas (13).

A soldagem *GTAW* pode ser empregada para soldar aços carbono e ligas, assim como aço inoxidável, alumínio, magnésio, cobre e materiais reativos (titânio e tântalo). Tal processo é adotado quando se exige elevada qualidade de solda (14).

Dentre as vantagens do processo *GTAW* no revestimento duro, têm-se (1):

- a) indicado para revestimento de peças intrincadas;
- b) sem remoção de fluxo;
- c) ação do arco mais suave e silenciosa, o que resulta em pequenos respingos;
- d) requer pouco pré-aquecimento, gerando menos acúmulo de calor e minimiza a distorção;
- e) produção de depósitos de alta qualidade.

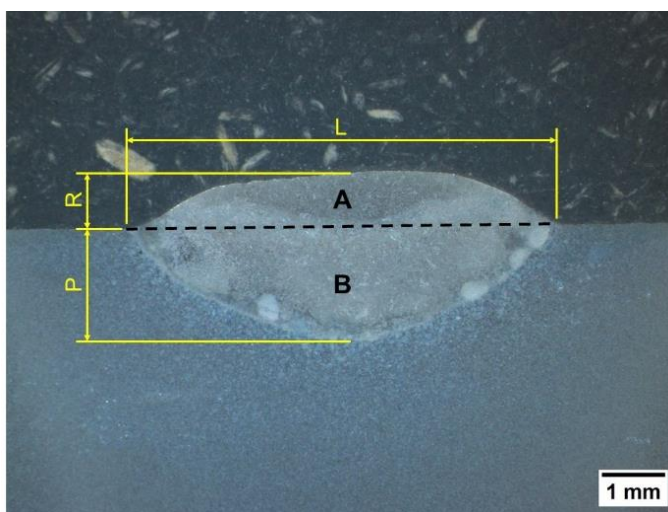
Dentre as limitações, pode-se citar que a técnica GTAW requer certa habilidade do soldador, principalmente quando se alimenta manualmente o metal de adição, uma vez que a tocha e o metal de adição devem ser coordenados simultaneamente, além da radiação ultravioleta (13,1).

2.2.2 Parâmetros de Soldagem

Os parâmetros de soldagem exercem alta influência na qualidade da solda. A corrente, por exemplo, se relaciona com a profundidade de penetração, taxa de deposição e, conseqüentemente, qualidade da solda (14). Além disso, a velocidade, definida como sendo o deslocamento do arco sobre o metal de base por unidade de tempo, influencia a taxa de resfriamento, assim como a geometria da poça de fusão, levando a alterações na microestrutura da solda (15). Tais parâmetros, ainda, influenciam na taxa de diluição, a qual é responsável por representar a proporção do metal de base que participa da poça de fusão. A diluição é um fator de alta importância para o revestimento, uma vez que ela define a composição química da liga resultante do processo de fusão entre o metal de adição e do metal de base. Espera-se, portanto, que a diluição seja a menor possível, ou seja, que haja pouca penetração (1).

A Figura 1, assim como a Equação (1), ajuda a compreender o cálculo da taxa de diluição de uma solda, em que: A compreende a área de reforço; e B a área de penetração (1,15).

Figura 1 - Geometria do cordão de solda.



Fonte: Autoria própria.

$$Taxa\ de\ diluição = \left(\frac{B}{A+B} \right) \cdot 100 \quad (1)$$

A taxa de diluição é influenciada pelos parâmetros de soldagem, que, por sua vez, determinam a energia de soldagem (E), segundo a Equação (2).

$$E = \left(\frac{\eta \cdot V \cdot I}{v \cdot 1000} \right) \quad (2)$$

A energia de soldagem (kJ/mm), é determinada por: corrente de soldagem I (A); tensão de soldagem V (V); velocidade de soldagem v (mm/min); e rendimento η , conforme o processo de soldagem.

Destaca-se que a corrente contínua com eletrodo positivo (*DCEP – direct current electrode positive*) provoca um aquecimento mais elevado no eletrodo, em comparação à corrente contínua com eletrodo negativo (*DCEN – direct current electrode negative*), apesar de favorecer a limpeza por óxidos na superfície do metal de base. Além disso, DCEP favorece a formação de uma solda de baixa penetração e cordão mais largo, enquanto que DCEN possibilita uma solda com cordão mais estreito e de penetração mais profunda. Determinadas fontes de energia para soldagem GTAW, ainda, permitem ajuste de polaridade, com a mudança da corrente alternada (*alternating current*) de duas formas: modificando a proporção do tempo na direção desejada (eletrodo positivo ou negativo); ou alterando a amplitude da corrente na direção de interesse (13,14).

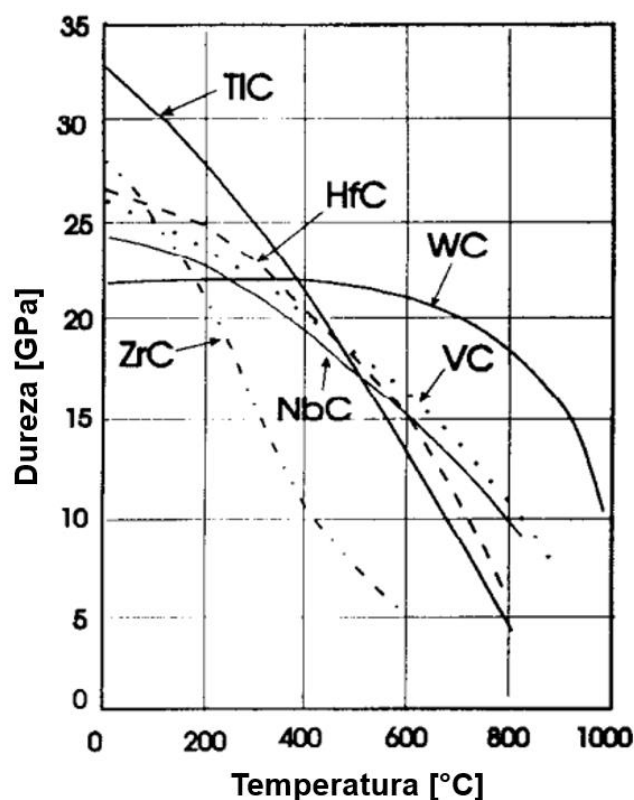
2.3 METAIS DE ADIÇÃO E SUAS PARTICULARIDADES PARA A SOLDAGEM DE REVESTIMENTOS DUROS

Os metais de adição para a soldagem de revestimentos duros devem possuir algumas particularidades, nas quais o fator crucial é a sua composição química, possuindo elementos formadores de carboneto. O termo carbeto ou carboneto é aplicado a compostos formados por carbono (C) e demais elementos de menor ou semelhante eletronegatividade. Os carbonetos, ainda, podem ser categorizados em: intersticiais (formados por Ti; V; Cr; Zr; Nb; Mo; Hf; Ta; W); covalentes (B e Si); intermediários (metais de transição dos Grupos VII e VIII da tabela periódica); e tipo salino (Grupos I, II e III). Além disso, os carbonetos intersticiais e covalentes são tidos

como refratários, uma vez que possuem alto ponto de fusão (acima de 1800°C) e elevado grau de estabilidade química. Destacam-se, ainda, as características determinantes na formação de carbonetos: eletronegatividade do carbono e do outro elemento, tamanho e características de ligação dos átomos (9).

A Figura 2 apresenta a dureza dos carbonetos refratários em função da temperatura. Percebe-se que, à medida que se aumenta a temperatura, a dureza dos carbonetos tende a diminuir, com exceção do carboneto de tungstênio (WC). Além disso, destaca-se o comportamento do carboneto de titânio (TiC), o qual apresenta excelente dureza, principalmente, até aproximadamente 200°C . Nesse sentido, ambos os carbonetos são extremamente visados no que se refere à aplicação de revestimento duro.

Figura 2 - Dureza dos carbonetos refratários em função da temperatura.



Fonte: Pierson (1996) (9).

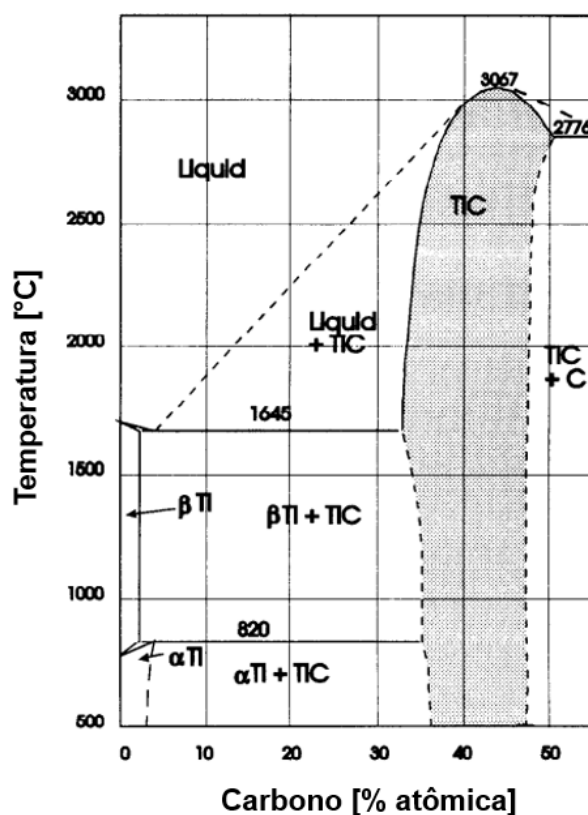
2.4 CARBONETOS DE TITÂNIO

No que tange aos carbonetos de titânio (TiC), estes são pertencentes à categoria carbonetos intersticiais, ou seja, trata-se de uma ligação principalmente

metálica, com alta condutividade elétrica e térmica, ponto de fusão e dureza elevada, além de ser quimicamente estável. Assim, o TiC é extremamente duro, com elevada resistência e rigidez, e alta resistência ao desgaste. Devido a tais características, são empregados em peças e componentes quando se deseja obter uma maior resistência ao desgaste, sendo aplicado como carbetos secundário em carbonetos cimentados e como revestimento para ferramentas de corte, rolamentos, bocais, entre outros, no intuito de se prolongar a vida útil desses materiais (9).

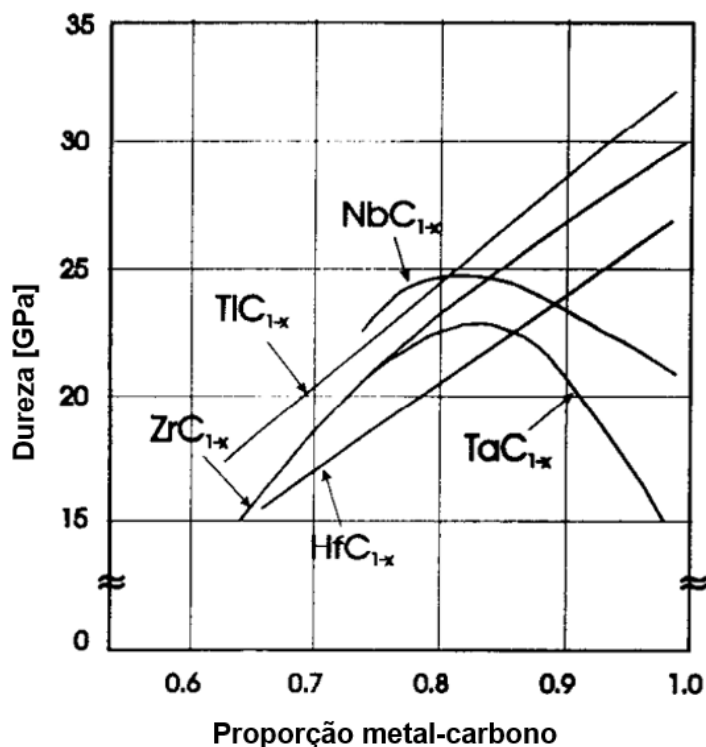
O carboneto de titânio é denominado como um monocarboneto, uma vez que sua estequiometria C/Ti é de 1:1. O TiC ainda possui estrutura CFC (cúbica de face centrada), com o carbono ocupando os interstícios da célula unitária (9). Além disso, o TiC apresenta cor cinza prateada; densidade igual a $4,93 \text{ g/cm}^3$; temperatura de fusão de 3067°C (Figura 3); e sua dureza corresponde a, aproximadamente, 2800 - 3500 HV, com seu pico de dureza quando atinge a estequiometria (Figura 4), sendo um atrativo para a indústria, principalmente no combate ao desgaste abrasivo (16).

Figura 3 - Diagrama de fases Ti-C.



Fonte: Pierson (1996) (9).

Figura 4 - Dureza dos carbonetos refratários em função da proporção metal-carbono.



Fonte: Pierson (1996) (9).

2.5 CARBONETOS DE TUNGSTÊNIO

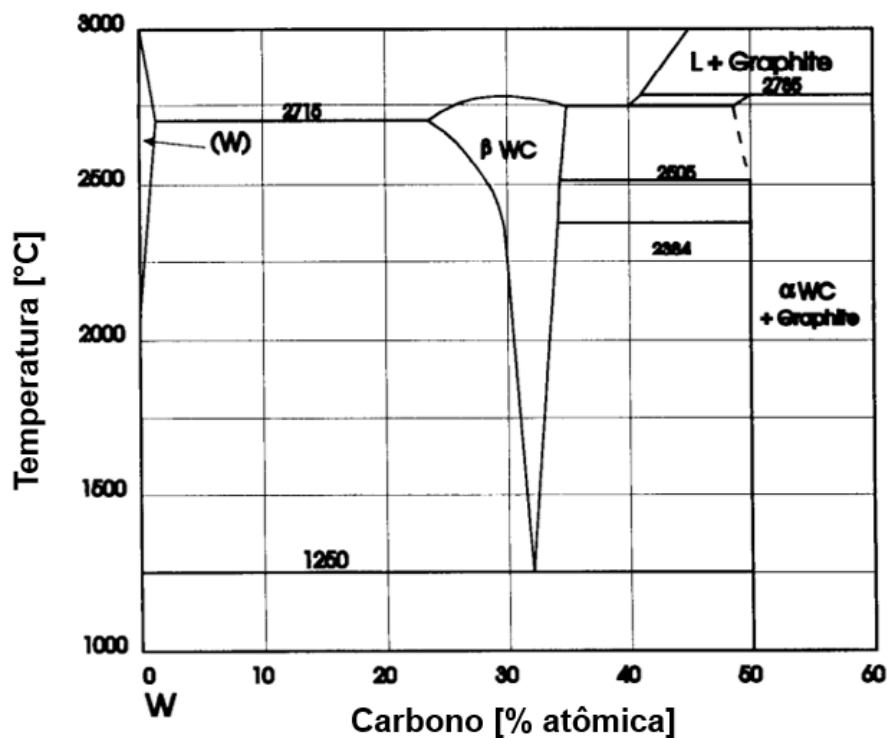
Assim como o carboneto de titânio, o carboneto de tungstênio (WC) é classificado como um carboneto intersticial, isto é, caracteriza-se pela sua elevada dureza, excepcional resistência ao desgaste, alto ponto de fusão e estabilidade química. Tais propriedades possibilita que o WC seja empregado em ferramentas que requerem considerável resistência ao desgaste (9).

O WC, ainda, é tido como uma boa fase de reforço cerâmico em decorrência de suas características já mencionadas e considerável molhabilidade com a liga à base de Fe (17). Ao ser usado como revestimento, auxilia na redução ao desgaste, sendo capaz de suportar altas cargas com lubrificação deficiente e usinagem a seco, o que evita a fadiga de superfície e a oxidação por atrito. Dessa forma, pode-se adotar aços de custo inferior em detrimento aos aços de melhores propriedades, porém de elevado custo.

O carboneto de tungstênio pode se apresentar em três fases distintas, tais como WC, também denominado α -WC; W₂C (bicarboneto de tungstênio); e β -WC_{1-x}, forma instável se originando apenas em temperaturas acima de 1530°C, conforme

o diagrama de fases W-C (Figura 5) (9). O carboneto de tungstênio, ainda, possui a estrutura cristalina hexagonal; cor cinza como característica; densidade 15,72 g/cm³; ponto de fusão 2776°C; e dureza 2350 HV (9,16).

Figura 5 - Diagrama de fases W-C.



Fonte: Pierson (1996) (9).

2.6 CARBONETOS MISTOS

Carbonetos mistos são aplicados no intuito de se potencializar as propriedades do revestimento, principalmente, a resistência contra ao desgaste, caracterizando-se como uma alternativa de menor custo, quando comparada a outras técnicas. O carboneto de tungstênio, em específico, possui grãos de elevada densidade, portanto, tendem a afundar no banho de solda, o que resulta numa menor quantidade de grãos na superfície e, conseqüentemente, menor resistência ao desgaste. Tal particularidade pode ser superada ao se substituir o carboneto de tungstênio por demais carbonetos de menor densidade, como o carboneto de titânio, vanádio e nióbio, favorecendo um depósito com maior homogeneidade (1). Nesse sentido, a aplicação conjunta desses carbonetos, como o carboneto de tungstênio e de titânio pode ser uma alternativa, no intuito de se obter uma superfície de maior dureza.

Yuan e outros, por exemplo, investigaram o efeito do revestimento de multicarboneto WC-TiC em matriz de FeNi pelo método de síntese in-situ *PTA - Plasma Transferred Arc* (reação metalúrgica de arco transferido por plasma). Como resultados, obtiveram que os carbonetos de WC e de TiC podem atuar, simultaneamente, como núcleos heterogêneos efetivos, bem como promover um ao outro. Além disso, ao se adotar o multicarboneto WC-TiC, constatou-se um aumento da resistência ao desgaste e a estabilidade fricional, quando comparado ao revestimento composto apenas por WC (18).

2.7 REVESTIMENTO DURO COMO ALTERNATIVA DE ECONOMIA CIRCULAR

A reciclagem de resíduos metálicos é uma alternativa para escassez de recursos minerais, além de contribuir para o meio ambiente, tornando-se uma questão essencial no setor industrial. Uma das maneiras de se reciclar materiais metálicos, envolve a fundição de sucatas, convertendo-os em novos produtos, porém, requer alta energia e pode acarretar contaminação ambiental, além dos materiais estarem suscetíveis à complexidade envolvendo design e composição química (19,20). Dessa maneira, são empregados esforços voltados para o desenvolvimento de técnicas alternativas de reciclagem de materiais industriais, como o desenvolvimento de revestimento duro por meio de aplicação resíduos de pó metálicos por soldagem.

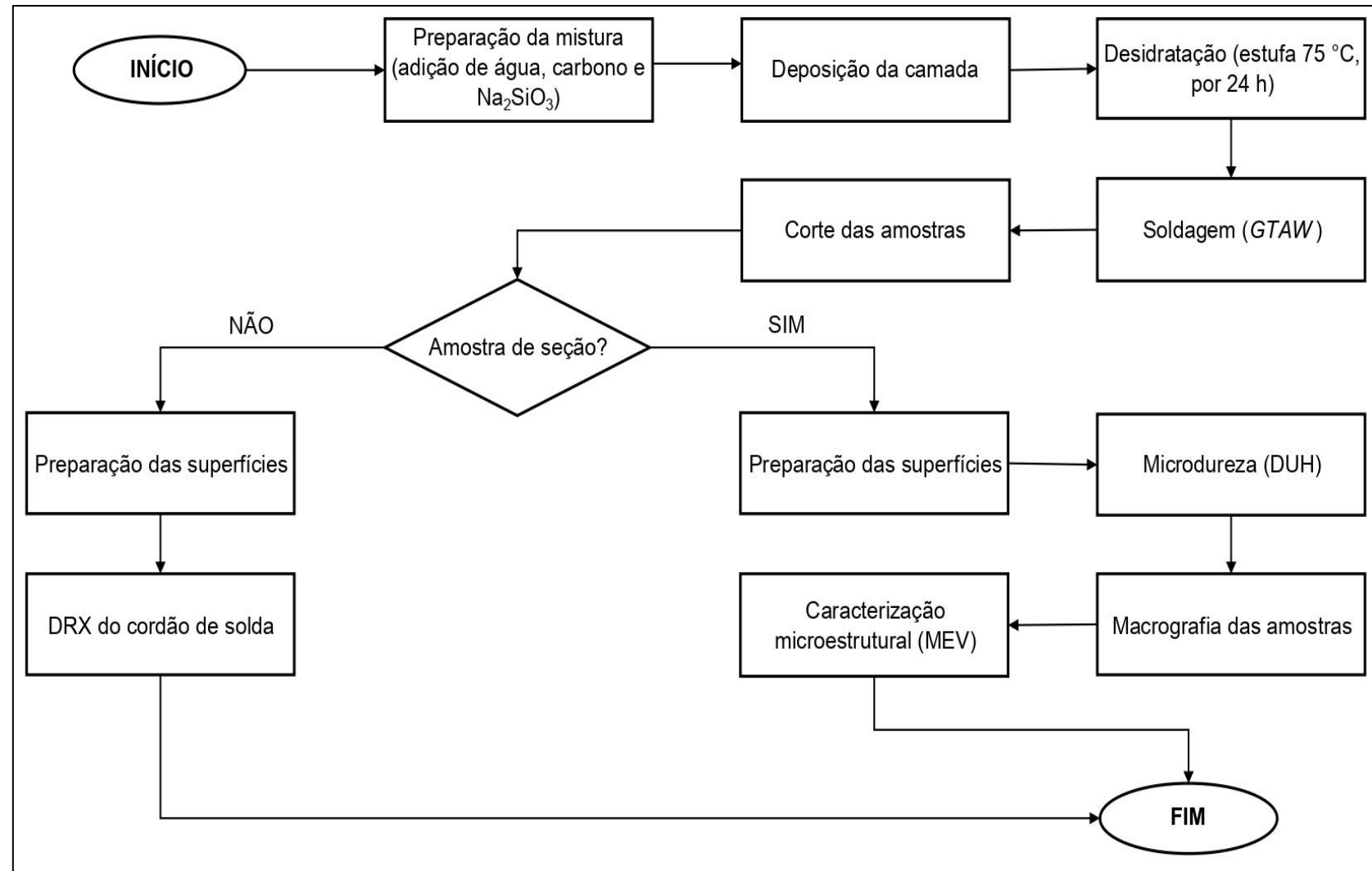
Tendo em vista as propriedades dos carbonetos metálicos, tais materiais são objetivados no que se refere à aplicação de revestimentos duro. Os cavacos de ligas de titânio gerados pela indústria de implantes, por exemplo, apresentam consideráveis teores de titânio (cerca de 90% Ti em sua composição), contudo, possuem baixo valor agregado, tornando-se um problema quanto ao descarte e redirecionamento (21,22). De forma semelhante, as pastilhas de metal duro, compósito constituído de carbonetos e metal, geralmente carboneto de tungstênio e o ligante cobalto, normalmente são empregadas como reforço em ferramentas de corte, de mineração e em pontas de perfuração de rocha, entretanto, devido à ação abrasiva, perdem a sua eficiência no decorrer da sua utilização (23). Assim, visando a economia circular, tais materiais podem ser adotados como fluxos de soldagem na geração de superfícies resistentes ao desgaste abrasivo, o que corresponde à proposta desta pesquisa.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste estudo, foram utilizados como fluxo de soldagem os insertos de metal duro e cavacos de titânio, ambos disponíveis na forma de pó, com granulometria inferior a 40 Mesh (0,42 mm). Os cavacos de titânio foram obtidos a partir da usinagem de ligas de titânio da classe ASTM F136 (Ti-6Al-4V), fornecidos pela Neodent. O metal duro, caracterizado por partículas de carboneto de tungstênio ligadas ao cobalto, por sua vez, foi disponibilizado pela DURUM do Brasil.

O procedimento metodológico adotado nesta pesquisa está representado pela Figura 6. Em seguida, têm-se a descrição das etapas metodológicas.

Figura 6 - Fluxograma de materiais e métodos.



Fonte: Autoria própria.

3.1 PREPARAÇÃO DA MISTURA

Dado que a liga de titânio ASTM F136, ao contrário do carboneto de tungstênio proveniente dos insertos de metal duro, não contém quantidades suficientes de carbono para a formação dos carbonetos de titânio, foi necessária a adição de carbono na forma de grafite, material disponibilizado pela CADIMINAS. Assim, foi realizado um cálculo estequiométrico para a liga, com o objetivo de determinar a quantidade adequada de carbono a ser incorporada na mistura, levando em consideração as diferentes composições dos materiais. Cabe destacar que, devido à presença de titânio e vanádio na liga F136, que atuam como formadores de carbonetos metálicos na forma MC, essas variáveis foram incorporadas nos cálculos estequiométricos (9) (Tabela 1). Considerando uma massa inicial de 10 g de cavacos de titânio e com o objetivo de favorecer a formação dos carbonetos de titânio sem perdas significativas, bem como assegurar que o titânio na mistura se encontrasse predominantemente na forma de carboneto, a proporção entre a massa de cavacos de Ti e a massa de carbono ($m_{\text{cavacos de titânio}}/m_{\text{grafite}}$) considerada foi de aproximadamente 10:3 para a liga.

Tabela 1 - Composição química nominal da liga de titânio ASTM F136 (% peso).

Liga	Ti	Al	V	Demais elementos
F136	89,5	6,0	4,0	0,5

Fonte: ASTM (2013) (21).

Para as condições de mistura, foram adotadas as seguintes composições: 100% MD (metal duro rico em carboneto de tungstênio); e uma combinação de aproximadamente 50% TiC e 50% MD (denominado neste trabalho como MD-Ti-C). Silicato de sódio (Na_2SiO_3) foi adicionado em uma proporção de 3% em relação à massa total da mistura, com o objetivo de melhorar a adesão ao substrato, já que promove a vitrificação da mistura, evitando, assim, perdas na camada depositada durante o processo de soldagem (8). A Tabela 2, a seguir, apresenta a composição química da mistura empregada em ambas as condições. O cálculo da composição química foi realizado tendo como base a composição química nominal das ligas de titânio ASTM F136 (Tabela 1) e o resultado de DRX do pó das pastilhas de metal duro.

Tabela 2 - Composição química nominal das camadas (% peso).

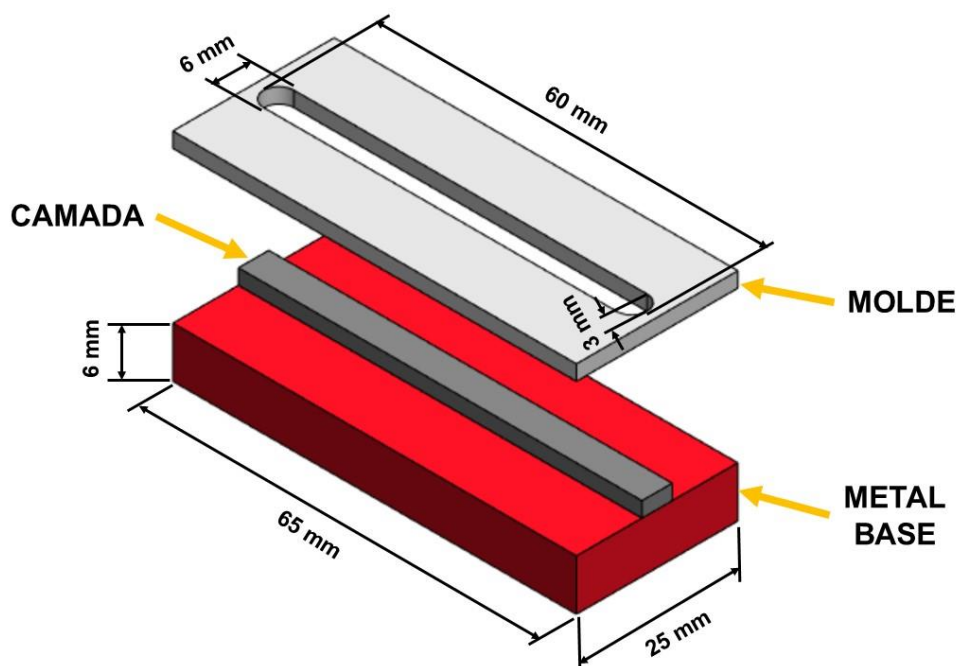
Condição	C	Ti	Co	W	Al	V	Demais elementos
MD	0,38	0,34	0,21	4,51			
MD-Ti-C	13,97	42,64	1,70	37,02	2,67	1,78	0,22

Fonte: Autoria própria.

3.2 DEPOSIÇÃO DA CAMADA

O material utilizado como metal de base foi o aço SAE 1020 em barras com dimensões aproximadas de 6 mm x 25 mm x 65 mm. Antes da deposição da camada, as peças foram esmerilhadas e, em seguida, limpas com álcool etílico. A aplicação da mistura sobre a superfície do metal de base foi realizada com o auxílio de um gabarito (Figura 7), que consistia em uma chapa usinada com um canal de 6 mm x 60 mm e 3 mm de espessura, técnica empregada por demais autores (24,8,7,6).

Figura 7- Esquema do gabarito utilizado para a deposição da camada.



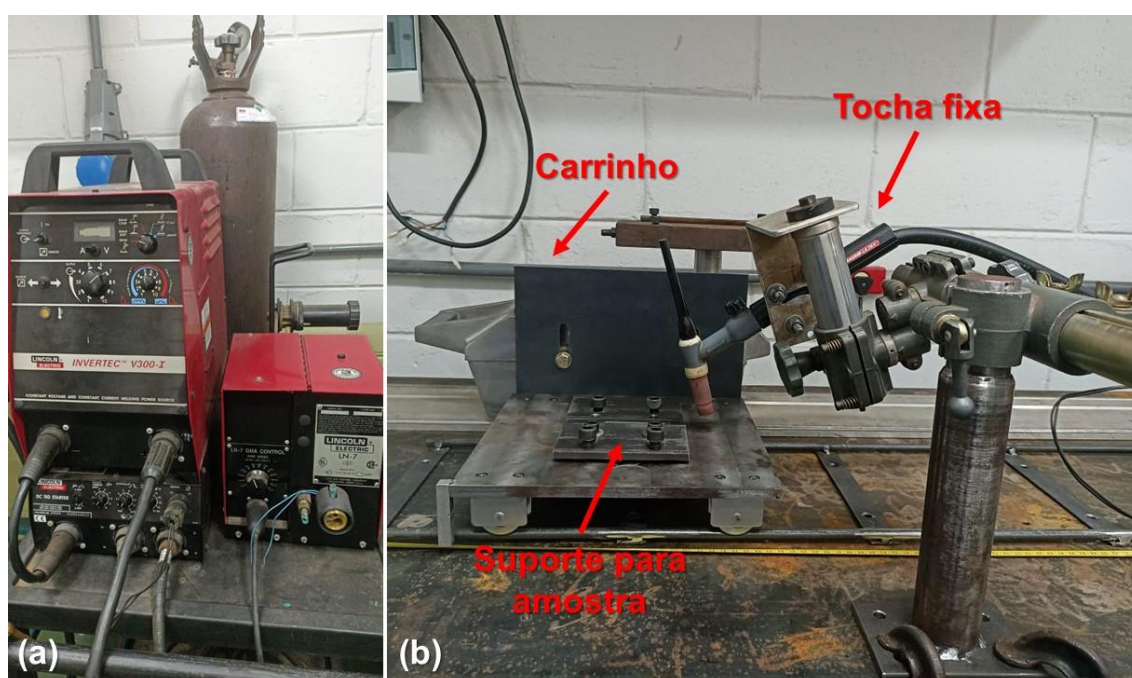
Fonte: Autoria própria.

Após o preenchimento do canal com a mistura, o gabarito foi removido e o metal de base com a camada depositada foi colocado em uma estufa a uma temperatura média de 75°C por 24 horas antes do início do processo de soldagem.

3.3 PROCESSO DE SOLDAGEM

A fonte de soldagem utilizada foi o modelo INVERTEC V300-I, fabricado pela LINCOLN ELECTRIC, empregada no processo de soldagem GTAW (Figura 8). O equipamento foi adaptado com um dispositivo móvel (carrinho), no qual a tocha permanecia fixa enquanto a amostra se movimentava. Essa configuração permitiu minimizar potenciais interferências no processo decorrentes da ação humana.

Figura 8 - Fonte de soldagem GTAW (a) e adaptação com dispositivo móvel (b).



Fonte: Autoria própria.

Os parâmetros de soldagem foram definidos com base em resultados de estudo semelhante (24), assim como testes preliminares, conforme descrito na Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros de soldagem.

Corrente, I (A)	175 - 200
Velocidade de Soldagem, v_s (mm/min)	130 - 140
Eletrodo	EWTh-2
Eletrodo – diâmetro (mm)	2,5
Arc Gap (mm)	3
Inclinação da tocha (°)	10
Gás – composição	Argônio
Gás – vazão (l/min)	12 - 14

Fonte: Autoria própria.

Adicionalmente, adotou-se o uso de corrente contínua com polaridade negativa (CC-) e tensão constante. Considerando o processo de soldagem por arco com eletrodo de tungstênio em atmosfera inerte (GTAW), a eficiência do processo é estimada em 70%. Com base nos parâmetros de soldagem previamente definidos, foram estabelecidas condições que garantem a equivalência da energia de soldagem entre as amostras a serem soldadas, denominadas H1 (0,8 kJ/mm) e H2 (1 kJ/mm), como indicado na Tabela 4.

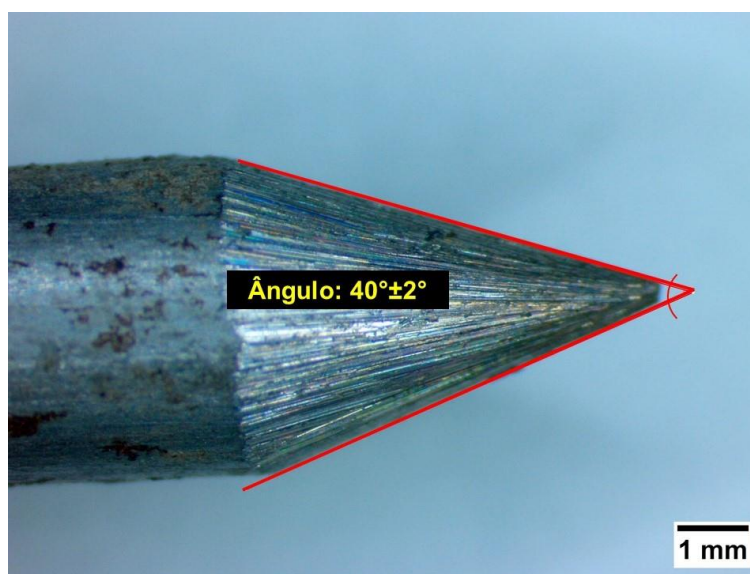
Tabela 4 - Energia de soldagem empregada.

H1 (kJ/mm)	0,8
H2 (kJ/mm)	1,0

Fonte: Autoria própria.

Além disso, o ângulo de ponta do eletrodo adotado foi de $40^{\circ} \pm 2^{\circ}$, conforme medições. A Figura 9 indica uma das medições realizadas.

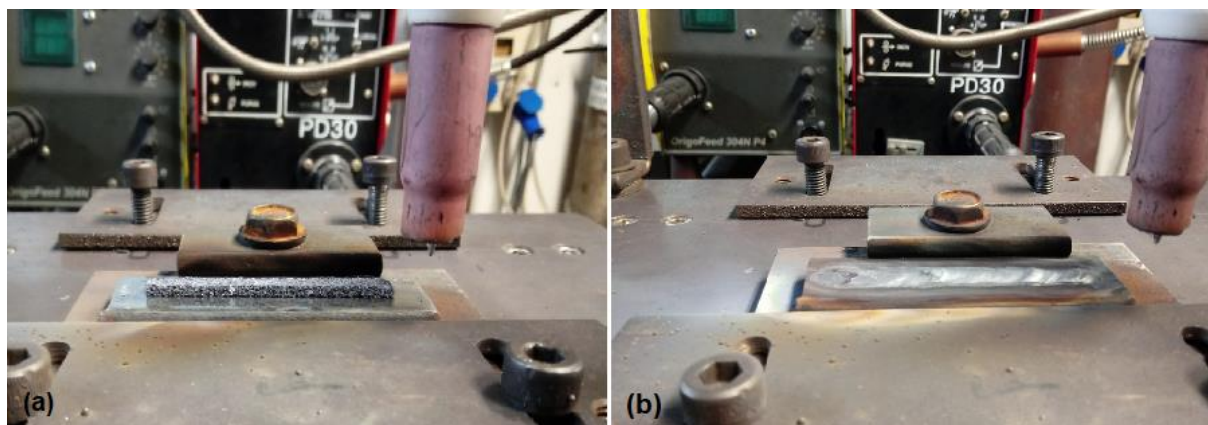
Figura 9 – Ângulo de ponta do eletrodo.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 10 apresenta o aspecto da camada depositada anteriormente ao processo de soldagem e o cordão de solda formado.

Figura 10 - Camada anterior à soldagem (a) e cordão de solda formado (b).

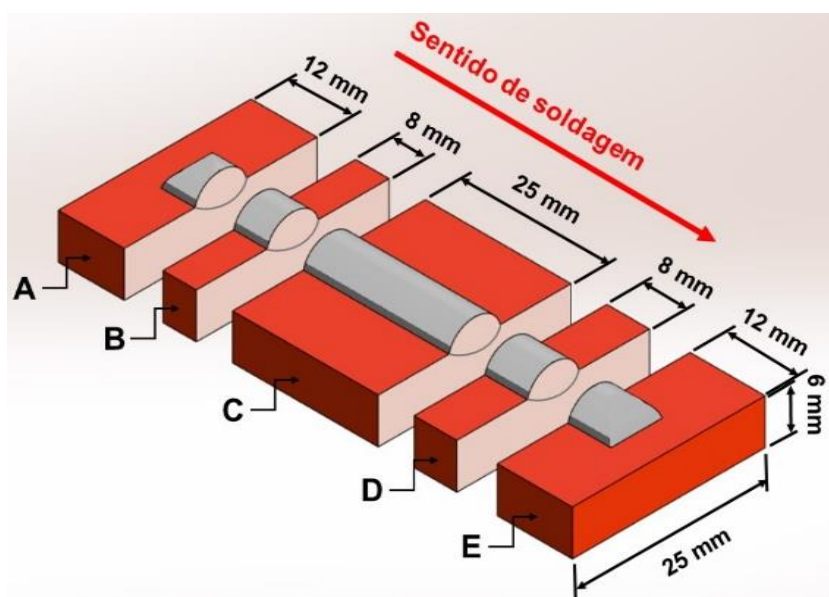


Fonte: Autoria própria.

3.4 CORTE E SELEÇÃO DAS AMOSTRAS

Após a soldagem, as amostras foram seccionadas pela policorte FORTEL, modelo CFI (40mm), de modo a obter quatro amostras de seção e uma amostra de topo para cada cordão formado para posterior análise (Figura 11). Salienta-se que a amostra de topo compreende a região central do cordão (C), enquanto que as amostras de seção correspondentes às extremidades da solda foram descartadas (A e E).

Figura 11 – Esquema de corte das amostras.



Fonte: Autoria própria.

Destaca-se, ainda, que, com o intuito de assegurar a representatividade estatística dos resultados, foram preparados três corpos de prova para cada condição experimental. Assim, nas análises realizadas em seções transversais, foram consideradas seis amostras, enquanto, para as análises em superfície (topo), foram utilizadas três amostras por condição.

3.5 PREPARAÇÃO DAS SUPERFÍCIES

As amostras de seção foram incorporadas em baquelite, com auxílio da embutidora PANTEC, modelo PANPRESS 30, e preparadas conforme métodos metalográficos convencionais, incluindo ataque químico com Nital 2%. Destaca-se que as amostras foram submetidas a banhos ultrassônicos antes e após ao polimento, no intuito de se retirar qualquer resíduo proveniente do processo de lixamento e polimento. As amostras foram, então, submetidas a técnicas de análise macrográfica, microestrutural e a ensaios de microdureza, sendo os resultados obtidos avaliados estatisticamente por análise de variância (ANOVA). As amostras de topo, por sua vez, foram retificadas, com auxílio da retificadora plana de precisão da MELLO, modelo P25, e, posteriormente, submetidas à análise de DRX.

3.6 ANÁLISE INSTRUMENTAL

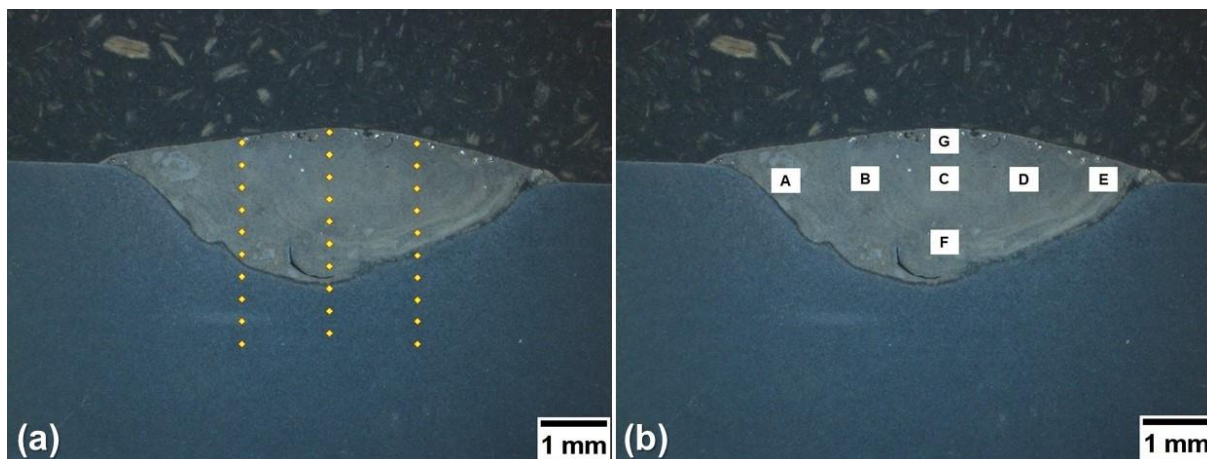
As amostras de seção, inicialmente, foram submetidas à análise macrográfica utilizando o estereomicroscópio DISCOVERY V.8, da ZEISS, que permitiu capturar a totalidade da área do cordão de solda e calcular a taxa de diluição (Equação 1, citada no item 2.2.2).

O ensaio de microdureza Vickers (HV) foi realizado utilizando o microdurômetro SHIMADZU, modelo HMV-2, com uma carga de 0,3 kgf. As medições começaram na superfície do cordão de solda e se estenderam até o metal de base, com um espaçamento uniforme de 300 micrômetros entre os pontos de medição e com indentador mantido por 15 segundos sobre a amostra (Figura 12.a). Para fins estatísticos, realizou-se uma média de três séries de 10 medições por amostra.

Em seguida, a caracterização microestrutural foi conduzida por meio de imagens obtidas através de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), registrando-se diferentes regiões da amostra (Figura 12.b), assim como o mapeamento químico,

realizado através da Espectroscopia por Energia Dispersiva de Elétrons (EDS - *Energy Dispersive Spectroscopy*).

Figura 12 – Representação das indentações durante o ensaio de dureza (a); e regiões analisadas no cordão de solda (b).



Fonte: Autoria própria.

Para a análise e extração de dados das imagens, foi utilizado o *software* ImageJ, calculando-se as dimensões lineares (largura, reforço e penetração), áreas de reforço e de penetração da zona fundida pelas macrografias. A análise das micrografias obtidas por MEV também foi realizada utilizando o *software* ImageJ. As imagens foram convertidas para escala de cinza e submetidas à segmentação para isolar as partículas de carbonetos. A partir da identificação dos contornos escuros da imagem, o *software* efetuou a quantificação das partículas com base em parâmetros morfológicos. Dentre os dados extraídos, tem-se a fração de área (%Area), que indica a proporção da imagem ocupada pelas partículas segmentadas e foi utilizada neste estudo para estimar a fração volumétrica dos carbonetos. Também foram analisados o diâmetro de Feret, que corresponde ao diâmetro de uma circunferência com área equivalente à da partícula, funcionando como estimativa do seu tamanho, e a circularidade, que avalia o quão próxima a forma da partícula está de um círculo perfeito, sendo essencial para a caracterização morfológica dos carbonetos.

As amostras de topo foram analisadas por difração de raios X (DRX) utilizando o difratômetro RIGAKU Ultima IV, equipado com tubo de cobre ($\text{CuK}\alpha = 1.5406 \text{ \AA}$). Além disso, a técnica de DRX também foi aplicada ao pó do metal duro empregado na composição da camada. A identificação das fases cristalográficas foi realizada com base em fichas CIF, consultadas no banco de dados do *Inorganic Crystal Structure*

Database (ICSD) (25), em conjunto com a utilização do *software* Profex, aplicando-se o refinamento de Rietveld (Tabela 5).

Tabela 5 - Relação das fichas CIF empregadas.

Fase	Ficha ICSD
WC	22258
TiC	22259
Co	127997
Fe _{0.95} W _{0.05}	103695
TiCo ₃	625462
Ferrita	48382
Ti _{0.5} W _{0.5} C	77553
Fe ₂ W ₂ C	20233

Fonte: ICSD (2025) (25).

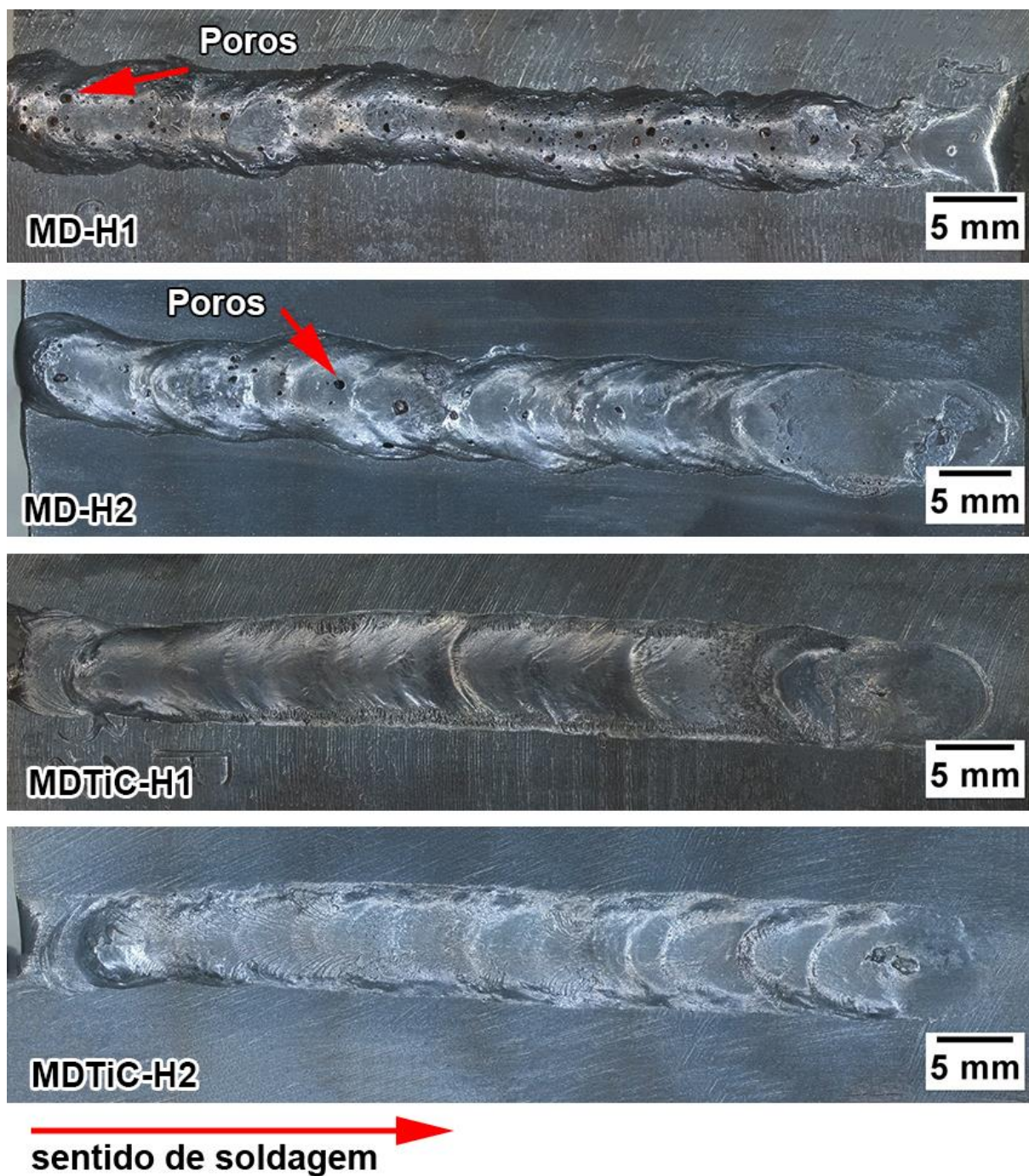
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ANÁLISE MACROGRÁFICA

4.1.1 Macrografia dos depósitos

Os cordões de solda formados pelas condições de MD apresentaram poros em sua superfície, possivelmente provenientes de gases aprisionados devido à rápida solidificação da poça de fusão (Figura 13). Em contraste, os cordões de MD-Ti-C mostraram um perfil mais uniforme e uma aparência de qualidade superior. Essa uniformidade pode ser atribuída à presença do carboneto de titânio, cuja densidade inferior à do WC pode reduzir a porosidade e melhorar a aparência da solda, já que carbonetos de menor densidade tendem a produzir depósitos mais homogêneos (1).

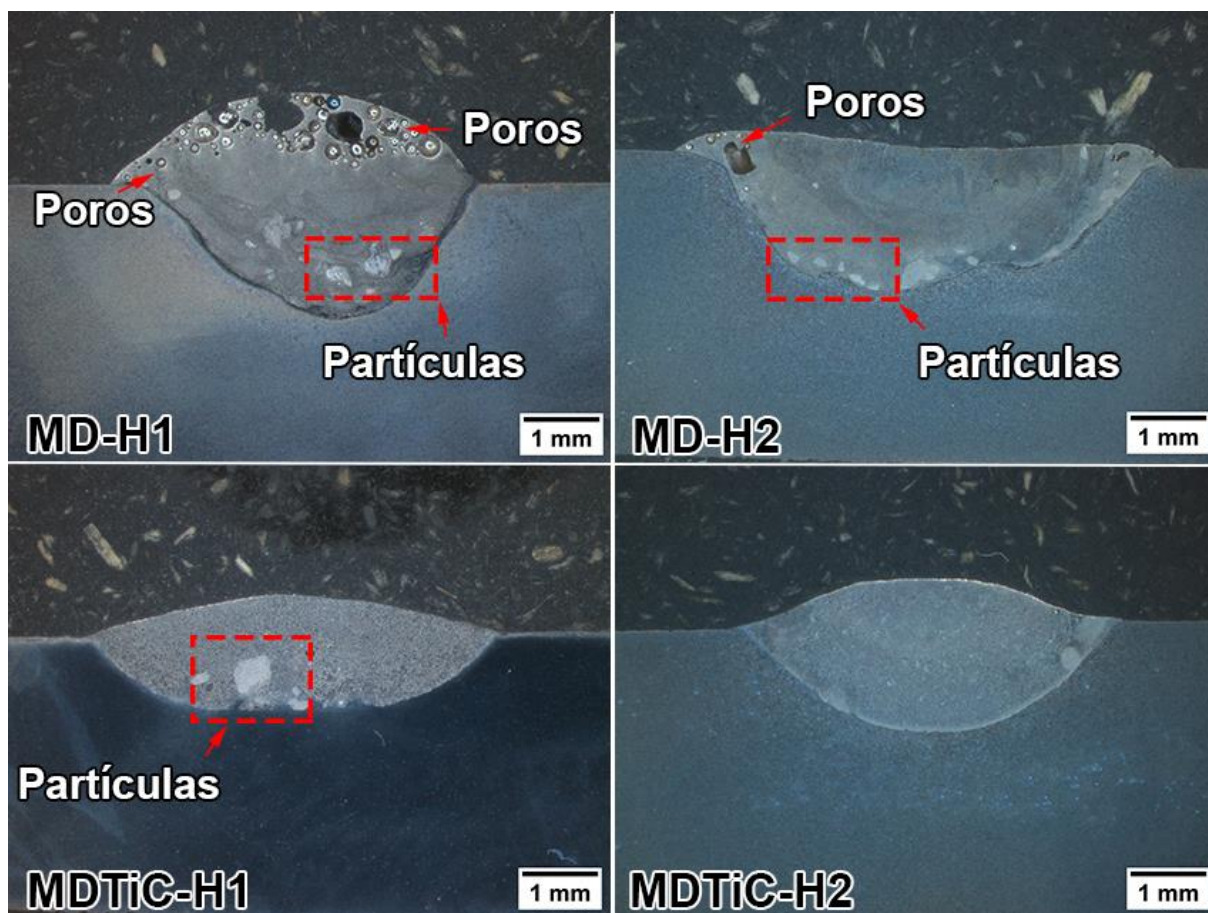
Figura 13 - Macrografia dos depósitos.



Fonte: Autoria própria.

As macrografias das seções (Figura 14) evidenciaram a presença de poros na condição referente à MD, principalmente, nas soldas de menor energia de soldagem. Quanto às condições de MD-Ti-C, tem-se pouca presença de poros, ou mesmo, sua completa ausência (Vide Apêndice A).

Figura 14 - Macrografia das seções.



Fonte: Autoria própria.

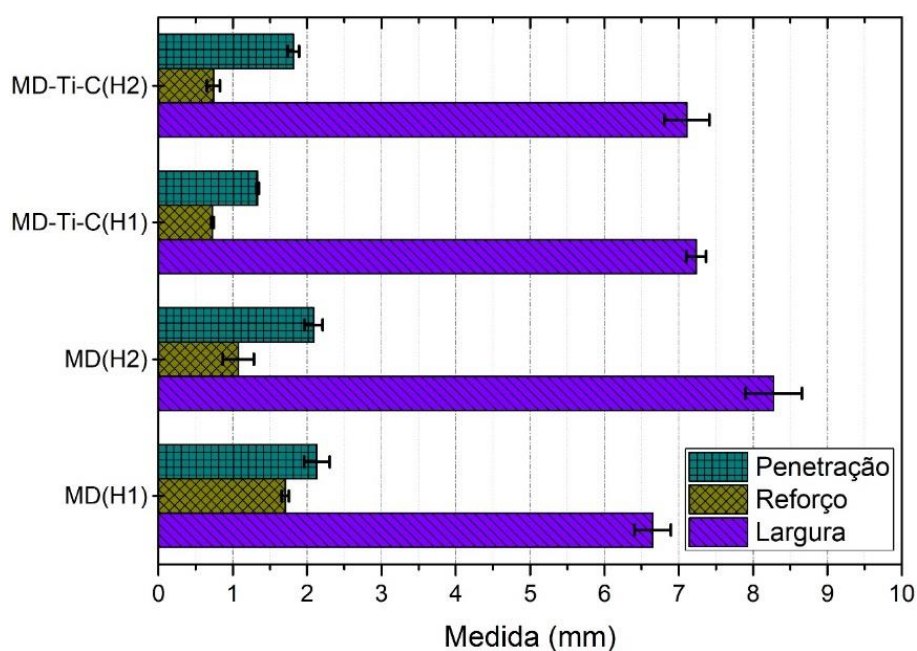
Além disso, observou-se a presença de partículas não fundidas na região inferior do cordão, principalmente para as condições que não possuíam TiC na composição inicial da mistura. Relatos semelhantes foram observados na literatura com trabalhos que adotaram eletrodos comerciais de WC (26,27). Isso pode ser explicado pela dimensão inicial da partícula de carboneto de tungstênio, de forma que partículas menores tendem a sofrer maior ataque do metal fundido, enquanto que as maiores estão sujeitas a menores níveis de erosão pela matriz ferrosa em estado líquido, influenciando em sua dissolução (26).

Além disso, observou-se que o número de partículas não fundidas é maior para as condições de MD. Isso pode estar relacionado ao não enriquecimento por TiC para essas condições, já que, uma maior proporção de WC tende a gerar zonas fundidas com maior quantidade de partículas não fundidas (28).

4.1.2 Geometria dos cordões de solda

Foram determinadas as dimensões lineares (largura, reforço e penetração) de cada amostra de seção (Figura 15). Cabe salientar que, com o aumento da corrente de soldagem, ocorre um crescimento proporcional na largura e na profundidade de penetração da zona fundida (29). Os cordões gerados pela condição MD tendem a ser mais largos quando em maior energia de soldagem. Isso não ocorre com a condição MD-Ti-C, uma vez que não há diferenças significativas quanto à largura do cordão quando se altera a energia de soldagem, conforme a análise de variância (ANOVA). Além disso, a condição MD de menor energia gerou um maior reforço, em comparação à condição de maior energia. Para as condições de MD-Ti-C, não houve diferenças estatisticamente significativas quanto ao tamanho do reforço. A condição MD tende a ter maior penetração, independente da energia de soldagem utilizada, não tendo diferença significativa entre ambas as condições. No entanto, para a condição com adição de titânio, a variação de energia pode influenciar na penetração, uma vez que uma maior energia tendeu a gerar uma maior penetração.

Figura 15 – Geometria dimensional da zona fundida conforme a energia de soldagem.



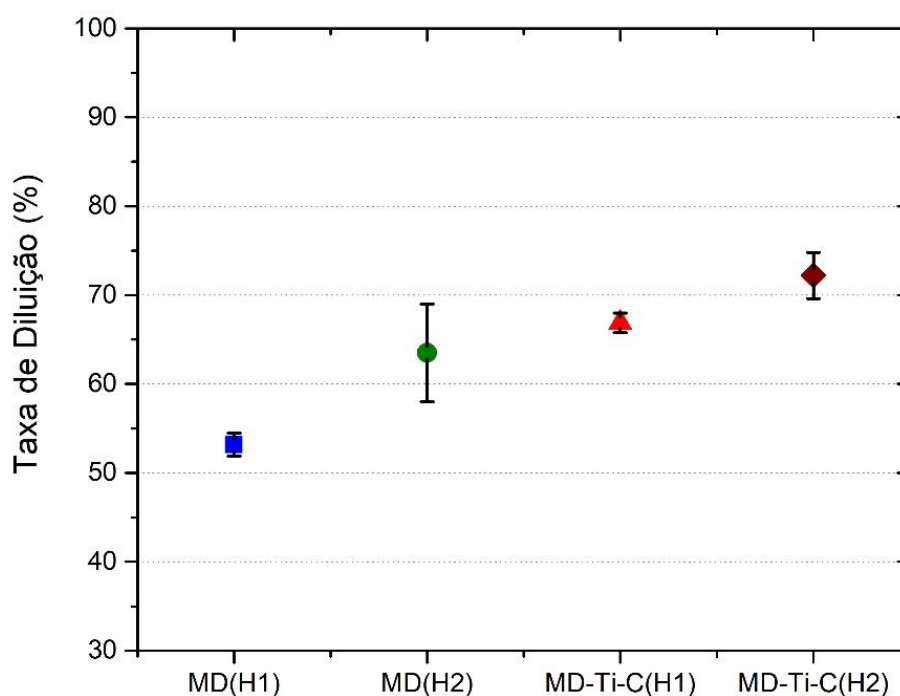
Fonte: Autoria própria.

Em se tratando de revestimento duro, a razão reforço/penetração não deve ser baixa, uma vez que isso indica uma maior participação do metal de base. Tem-se, assim, uma maior taxa de diluição, podendo afetar negativamente propriedades mecânicas visadas, como dureza e resistência ao desgaste. Conforme os resultados obtidos, a penetração é, aproximadamente, duas vezes maior que o reforço para todas as condições, salvo para MD de menor energia.

4.1.3 Taxa de diluição

A Figura 16 apresenta a média da taxa de diluição calculada para cada condição de soldagem, conforme a energia de soldagem aplicada. Salienta-se que taxa de diluição é maior diante um aumento da corrente de soldagem (6,29).

Figura 16 - Variação da taxa de diluição das soldas conforme a energia de soldagem.



Fonte: Autoria própria.

Os cordões gerados pela condição MD e de menor energia de soldagem apresentaram uma menor taxa de diluição em comparação aos demais cordões ($53,19 \pm 1,3\%$). No entanto, a análise de variância (ANOVA) indicou, com um nível de confiança de 95%, que não há diferenças estatisticamente significativas entre as

médias das taxas de diluição dos cordões de solda originados do fluxo de MD e de menor energia para com o MD de maior energia ($63,50 \pm 5,50\%$). Isso também ocorre para ambas as condições de MD-Ti-C, em que a taxa de diluição é de, respectivamente, $66,87\% \pm 1,10\%$; e $72,20\% \pm 2,61\%$. Tais valores de diluição são significativamente superiores aos recomendados para a formação de revestimentos duros, sendo de 10 a 20% (30,31); e aos reportados em trabalhos que adotaram o mesmo tipo de soldagem (GTAW) (24,6).

4.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Os resultados obtidos por meio de análises de difração de raios-X, com o suporte das fichas CIF, permitiram caracterizar o pó de pastilhas de metal duro, assim como identificar as fases presentes na zona fundida.

De acordo com a Figura 17, o pó de pastilhas de metal duro é constituído, principalmente, por carboneto de tungstênio (WC), indicado pela intensidade significativamente superior às demais fases encontradas, as quais são cobalto (Co) e carboneto de titânio (TiC). Tais resultados são condizentes, uma vez que as pastilhas de metal duro são constituídas por carbonetos de metais refratários e um ligante metálico dúctil, como WC-Co (32,33,34,23). Apesar de em menor quantidade, a presença de TiC se deve à origem do material, uma vez que é proveniente de reciclagem, podendo conter contaminantes derivados de resíduos de usinagem.

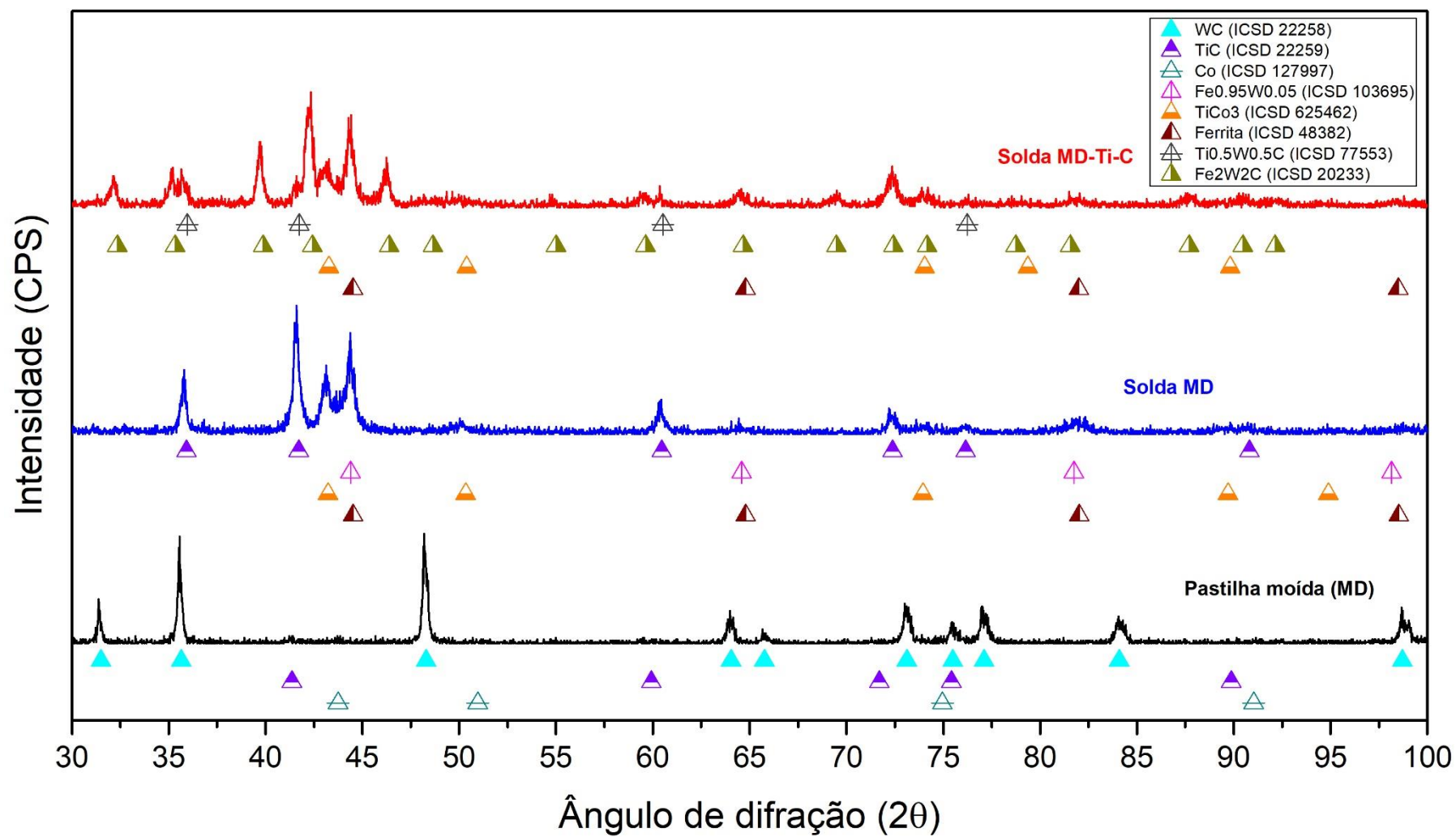
A análise de DRX indicou que a estrutura das amostras é complexa, haja vista a variedade de fases verificadas. Na solda realizada com o fluxo de MD, a fase predominante foi TiC, sendo também detectados os intermetálicos TiCo_3 e $\text{Fe}_{0.95}\text{W}_{0.05}$, além da ferrita. Apesar de não ter sido identificado o carboneto constituído por W, além de outras estequiometrias de carbonetos mistos de Fe e W, não pode se afirmar que este não estão presentes na solda, uma vez que os resultados são dependentes da região analisada.

Na solda com MD-Ti-C, a difração de raios-X revelou a presença do carboneto misto $\text{Ti}_{0.5}\text{W}_{0.5}\text{C}$, assim como de $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$. Similarmente à condição MD, foram indentificadas as fases TiCo_3 e ferrita. Destaca-se, ainda, que a variação de fases presentes na zona fundida pode ser relacionada à complexidade da composição química dos pós empregados na preparação da camada.

Destaca-se, ainda, que Fagundes Júnior *et al.* caracterizou via DRX os cavacos da liga F136 identificando a fase de Ti (24). Trata-se da mesma liga utilizada neste trabalho para a composição da mistura MD-Ti-C.

Dessa forma, os resultados de DRX confirmaram a presença de carbonetos constituídos por titânio e tungstênio nas condições analisadas, indicando que a deposição desses compostos, a partir da mistura carbonetante derivada de cavacos de ligas de titânio e pastilhas de metal duro, seguida da fusão por meio da técnica de soldagem GTAW, mostrou-se eficaz para a aplicação proposta.

Figura 17- Difratoograma das pastilhas moídas (MD); solda MD e solda MD-Ti-C.



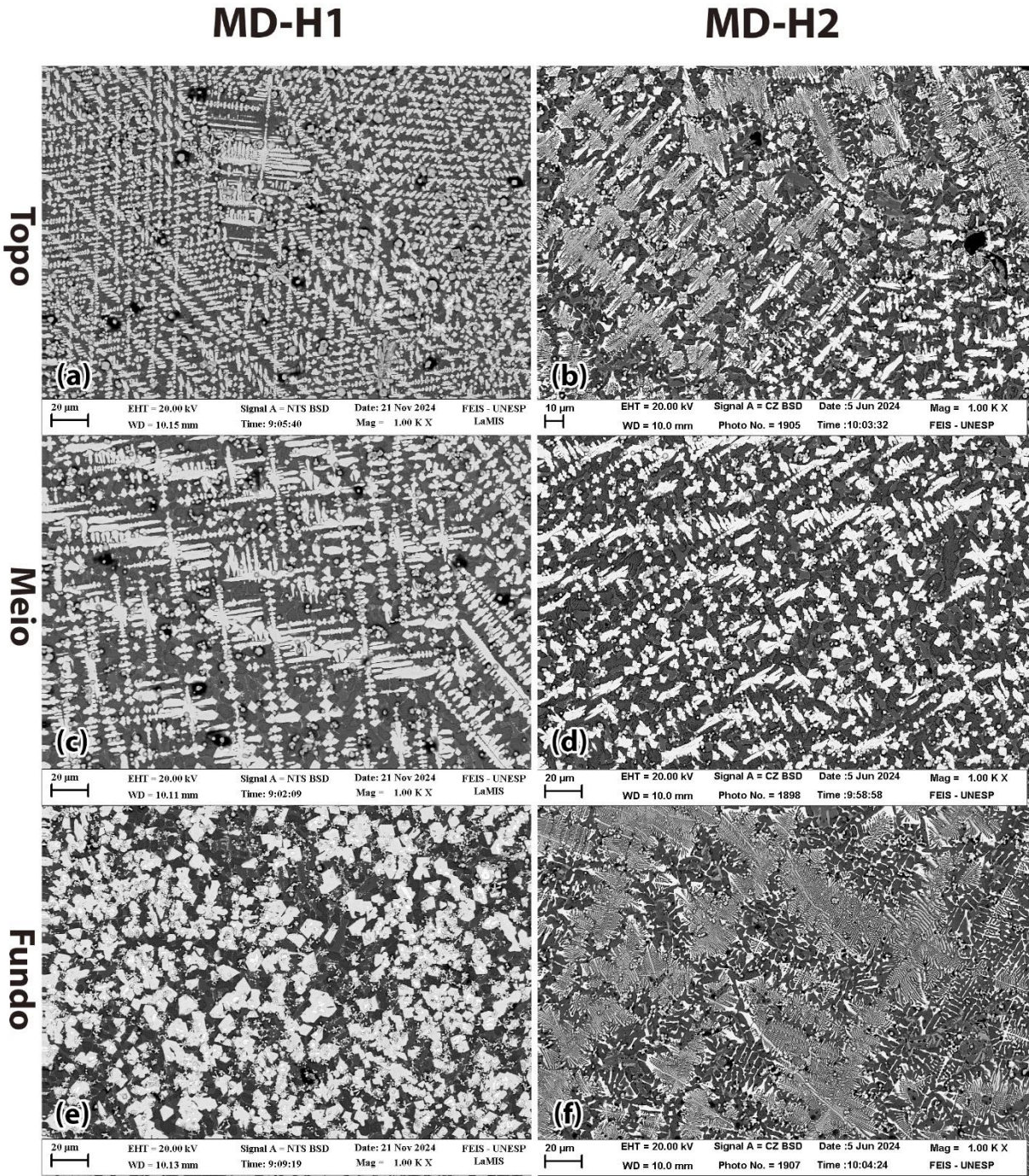
Fonte: Autoria própria.

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

4.3.1 Caracterização por Elétrons Retroespalhados – MEV/BSE

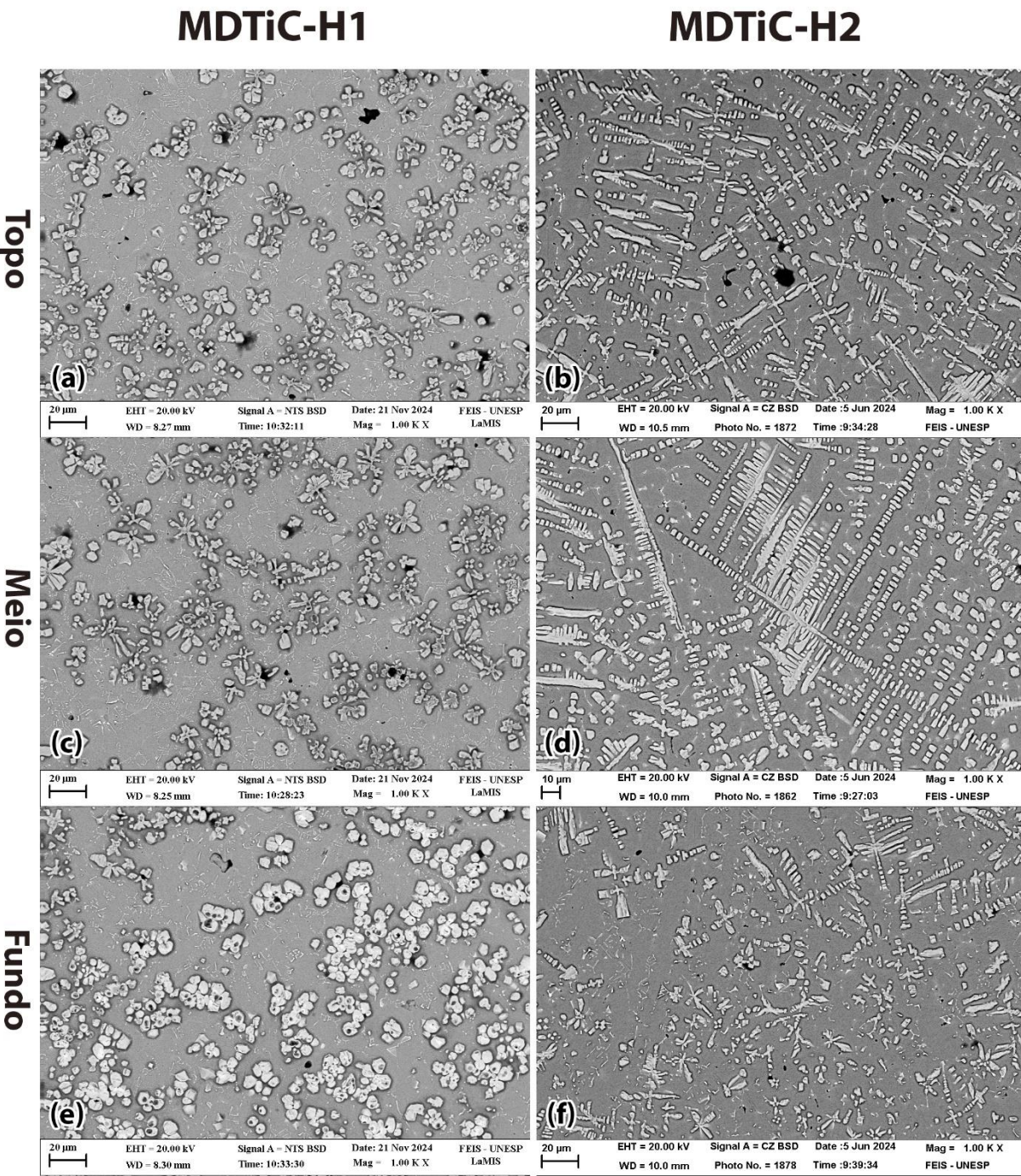
As Figuras (Figura 18 e Figura 19), ilustram a microestrutura do revestimento em três regiões distintas: topo; centro e fundo do cordão. Além disso, no Apêndice B é possível observar a microestrutura da zona fundida em regiões na direção horizontal da amostra de seção.

Figura 18 - Microestruturas de soldas. MD(H1): (a), (c), (d); MD(H2): (b), (e), (f).



Fonte: Autoria própria.

Figura 19 - Microestruturas de soldas. MDTiC(H1): (a), (c), (d); MDTiC(H2): (b), (e), (f).



Fonte: Autoria própria.

Nos depósitos gerados, observou-se uma microestrutura caracterizada por dendritas e grãos esferoidais em cinza claro; partículas grandes angulares facetadas brancas; grãos dispersos esbranquiçados; e matriz cinza escuro.

Para as condições de MD, a microestrutura é semelhante para ambas as energias de soldagem, com a presença de dendritas, grãos que se assemelham a uma “espinha de peixe”, grãos esferoidais e facetados, com este último predominante na região inferior da zona fundida de menor energia.

Destaca-se que as condições MD-Ti-C, observou-se uma maior dissimilaridade quanto ao tamanho de grão conforme se altera a energia de soldagem, ou seja, tem-se uma microestrutura mais refinada para a condição de menor energia e uma mais grosseira e de grãos alongados para de maior energia. Isso ocorre em decorrência dos parâmetros de soldagem, haja vista que uma maior velocidade de soldagem implica numa menor energia, gerando um resfriamento mais rápido, o que promove a formação de uma microestrutura mais fina (17). De maneira análoga, uma maior energia de soldagem tende a favorecer o crescimento de grão, possibilitando a difusão atômica (18,17).

Além disso, observou-se que os grãos se alongam progressivamente em direção ao centro do revestimento. Esse comportamento é atribuído ao processo de solidificação durante a formação do depósito. Durante o resfriamento e solidificação do metal fundido, ocorre a nucleação e o crescimento dos grãos do material que tendem a crescer na direção do centro devido ao fluxo térmico (12,26).

A microestrutura dos depósitos de liga de tungstênio tipicamente consiste em fases de carboneto de tungstênio, substâncias altamente duras, dispersas em uma matriz de liga mais macia. É importante destacar que a redução no tamanho das partículas de carboneto de tungstênio resulta em maior dispersão na poça de fusão, o que promove uma maior proporção de carbonetos primários nos depósitos. Essa característica contribui para o aumento da dureza e, conseqüentemente, para o aprimoramento das propriedades de resistência ao desgaste (35,17). Além disso, carbonetos menores de fases duras distribuídos uniformemente na matriz influenciam numa maior dureza média da zona fundida, resultando em uma maior resistência ao desgaste (27). A presença das fases interdendríticas também contribui significativamente para o aumento da dureza e da resistência ao desgaste da matriz, aprimorando suas propriedades mecânicas e tribológicas (12). Nesse sentido,

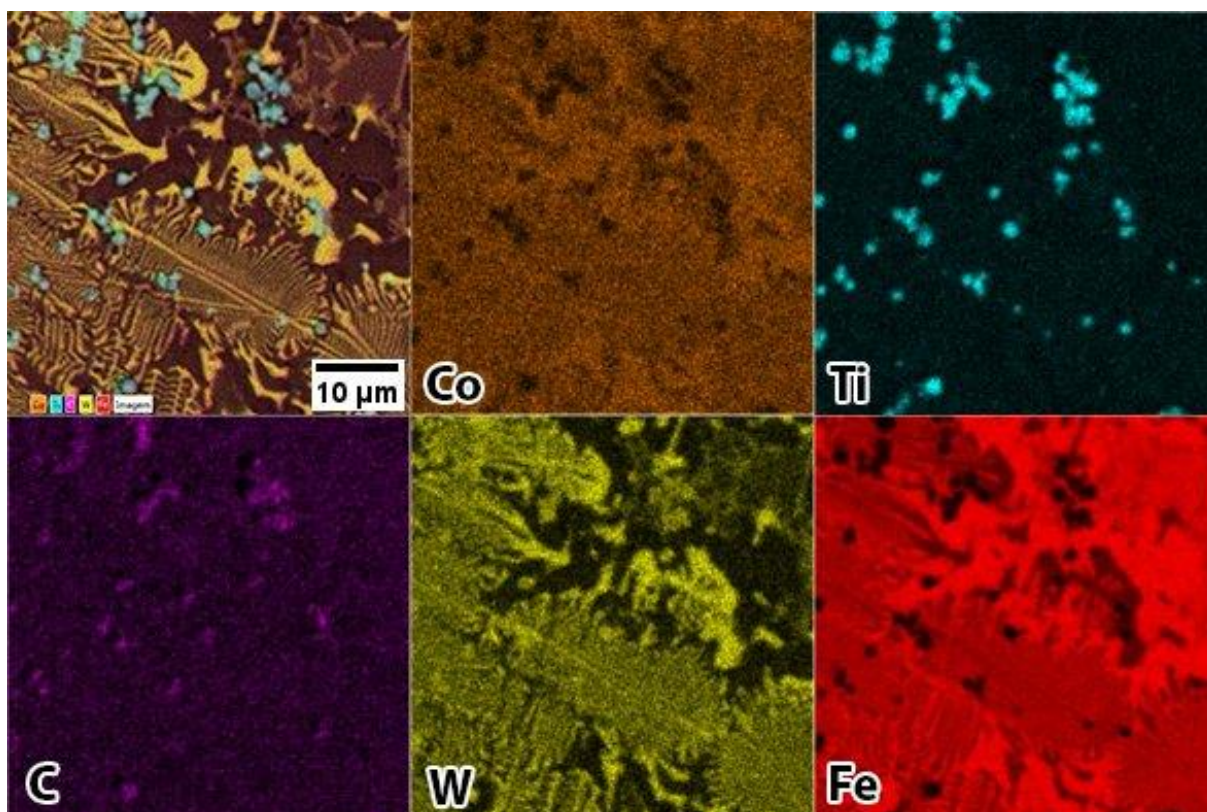
realizou-se a caracterização química pelo método de análise contrastiva, no intuito de identificar os elementos químicos constituintes de cada fase.

4.3.2 Caracterização Química – EDS/MEV

4.3.2.1 Revestimento de metal duro

Por meio do mapeamento químico realizado por EDS (Figura 20), para as amostras provenientes do fluxo de MD, foi identificada na microestrutura a presença de Fe, W, Ti, C e Co.

Figura 20 - Mapeamento químico da microestrutura da solda com fluxo de MD (H2), (EDS/MEV).

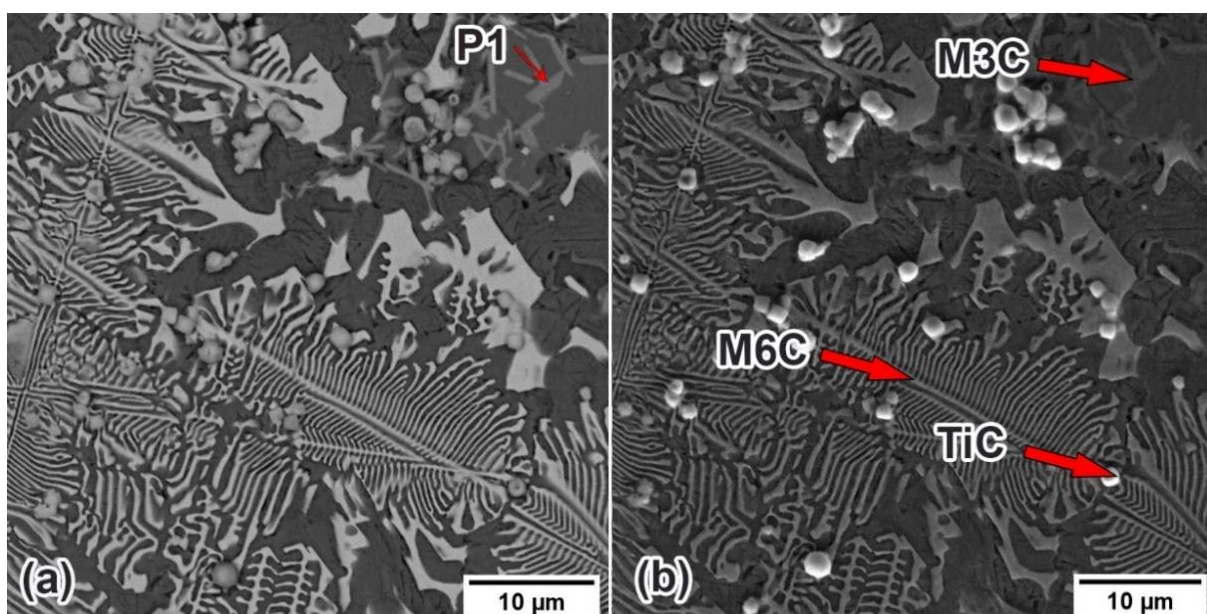


Fonte: Autoria própria.

A microestrutura predominante é constituída por Fe, W e C, evidenciando se tratar de carbonetos complexos integrantes do sistema Fe-W-C. Tais carbonetos podem apresentar estruturas variadas, como MC, M₂C e M₆C, sendo M igual a V, Cr, Fe, Mo, W e Ti, possuindo propriedades mecânicas benéficas (36,18,37). O EDS

indica que esta microestrutura, em específico, é rica em W, elemento formador do carboneto ternário eutético M_6C ($M = Fe$ e W), o qual é caracterizado por sua morfologia semelhante à “espinha de peixe”, identificada pelas micrografias (Figura 21.a) (37,38). Achados semelhantes foram observados em trabalhos que exploraram a adição de WC em substrato à base de Fe e FeNi (36,18). Conforme a relação grupo-subgrupo, os carbonetos ternários Fe_xW_xC ($x = 6, 3$ e 2) provavelmente se originam por meio das fases intermediárias W_2C e FeW_3C em meio rico em C, o que ocorre para as condições adotadas neste trabalho (39,37).

Figura 21 – Micrografia MEV, MD (H2). Elétron retroespalhado (a); elétron secundário (b).

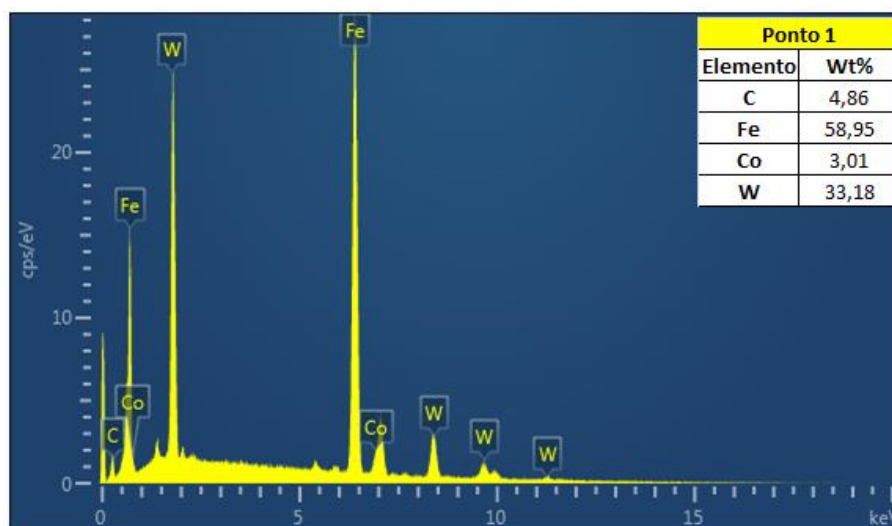


Fonte: Autoria própria.

A microestrutura de morfologia circular é composta por Ti e C, e, considerando-se que o DRX indicou a presença da fase TiC, assume-se que se trata do monocarboneto de titânio. Trata-se, portanto, de um carboneto MC globular. Achado também é reportado na literatura em trabalho semelhante (18). Apesar de não ter sido adicionado Ti na composição da camada para o processo de soldagem, a microestrutura de TiC pode ser associada à resquícios de TiC presentes no pó de pastilhas de metal duro, fase também detectada experimentalmente por DRX em menor intensidade. Isso sugere que uma menor concentração de Ti promove a formação de núcleos heterogêneos de TiC e M_6C , com este último atuando como substrato para o desenvolvimento do núcleo de TiC (Figura 21.b).

Pela micrografia (Figura 21), observa-se uma terceira microestrutura de morfologia acicular (canto superior direito da imagem). A análise por ponto de EDS apresenta a presença de Fe, W, Co e C, com proporção atômica carbono/metal próxima a 1:3, revelando se tratar de um multicarboneto M_3C ($M = W, Fe, Co$) (Figura 22).

Figura 22 – Espectro de EDS, MD (H2), ponto 1.



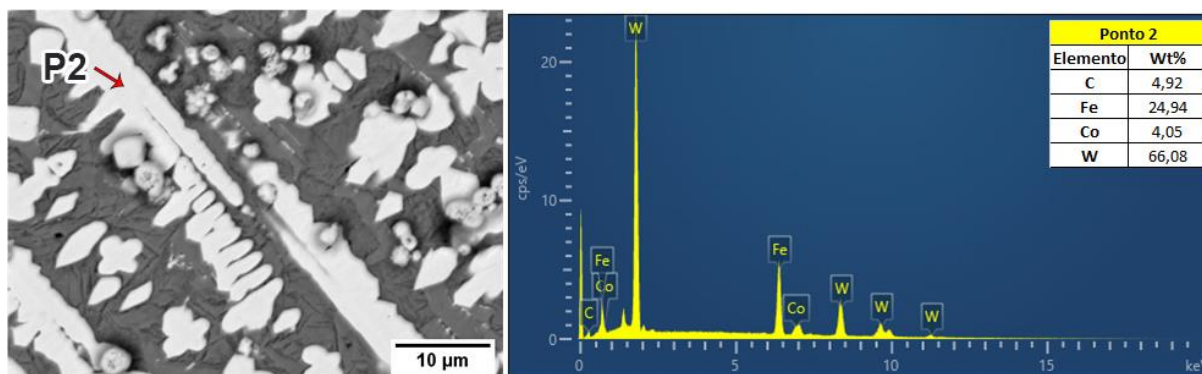
Fonte: Autoria própria.

Além disso, as partículas angulares facetadas citadas no item 4.1.2 se refere à fase de WC, microestrutura semelhante à relatada na literatura (18,38).

Além disso, detectou-se Co disperso na matriz ferrítica, o qual atua como elemento ligante dos carbonetos nas pastilhas de metal duro, sendo a combinação WC e Co uma das mais empregadas (34,32).

O EDS por ponto indicou que os elementos Fe, W e C foram detectados nas dendritas, na qual a porcentagem atômica do C foi de aproximadamente 31,89 at.% (Figura 23). Como a proporção atômica do C e elementos metálicos (31,89 at.% versus 68,11 at.%) foi próxima de 1:2, logo, as dendritas podem ser identificadas como carboneto M_2C ($M = W, Fe, Co$).

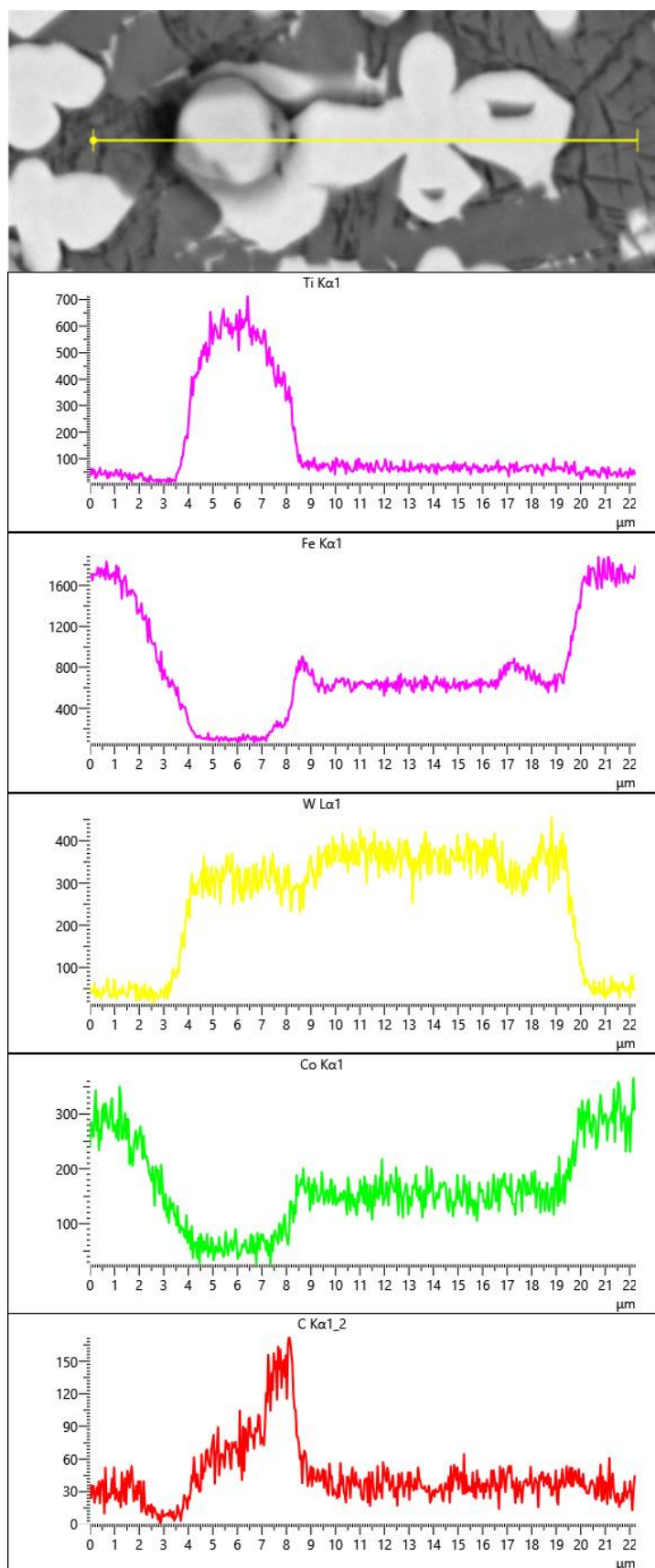
Figura 23 – Espectro de EDS, MD (H1), ponto 2.



Fonte: Autoria própria.

O EDS por linha, ainda, revelou que o elemento W possui uma tendência ascendente à medida que o Ti diminui ao longo da direção do grão alongado, ilustrando que a microestrutura esferoidal corresponde a carbonetos de Ti, enquanto que o grão alongado trata-se de um carboneto $(W,Fe)_x C$ (Figura 24).

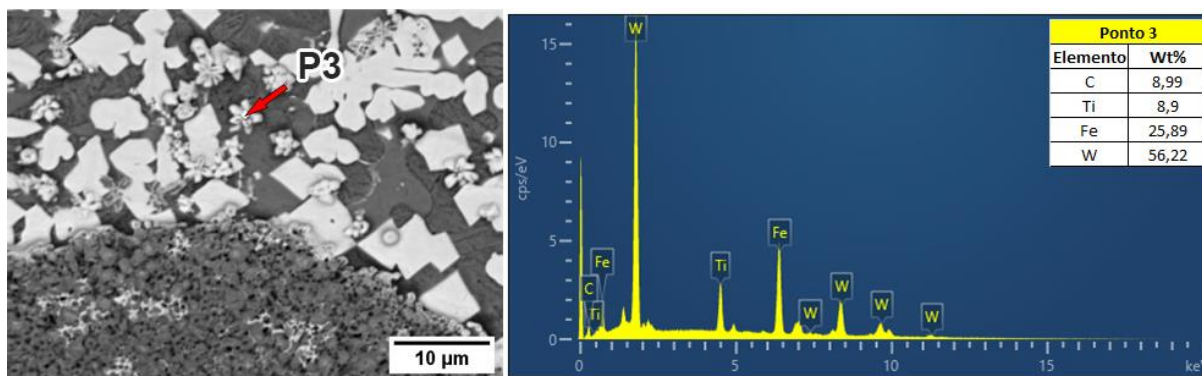
Figura 24 – EDS por linha, MD (H1).



Fonte: Autoria própria.

Outra microestrutura dendrítica também foi observada, principalmente na região inferior da zona fundida. O EDS por ponto indicou se tratar de um carboneto formado por Fe, Ti e rico em W (Figura 25). A proporção atômica de carbono/metalo foi próxima de 1:1, tratando-se, portanto, provavelmente de um carboneto MC, M = (Fe, W e Ti).

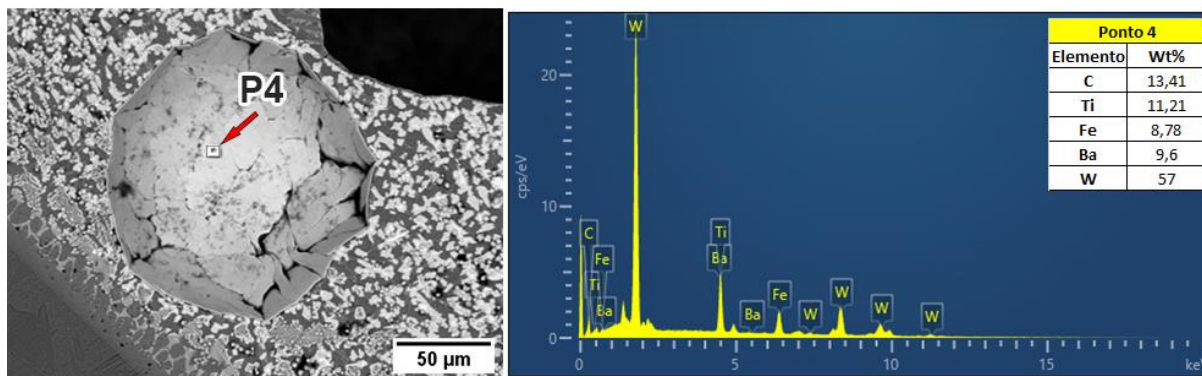
Figura 25 – Espectro de EDS, MD (H1), ponto 3.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 26 mostra a interface entre o substrato e a zona fundida, em que é evidente a diferença entre as fases dessas regiões. Nota-se a presença de uma partícula não fundida. O EDS por ponto indica se tratar de uma partícula rica em W, com a presença de demais elementos, tais como C e Ti. Tendo-se em consideração o material empregado para a preparação da camada, assim como os resultados gerados por EDS, possivelmente, trata-se de partícula de metal duro que não sofreu o processo de fusão e interação com o metal líquido.

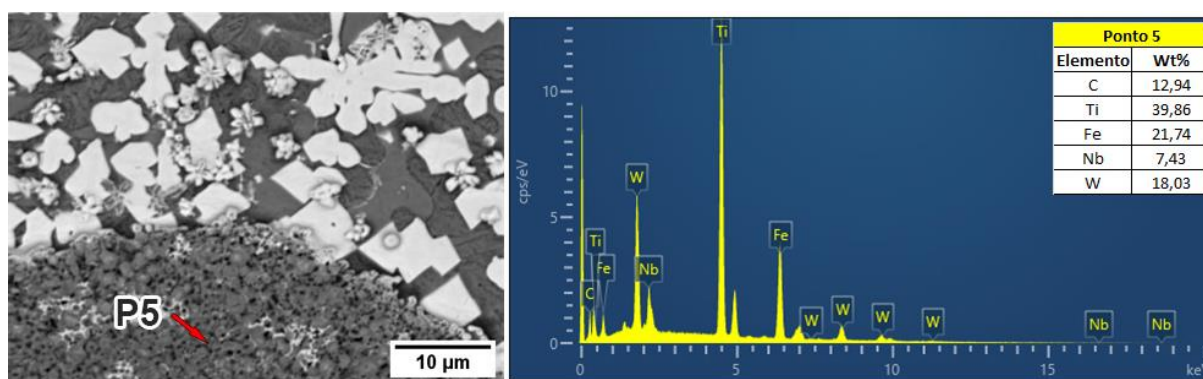
Figura 26 – Espectro de EDS, MD (H1), ponto 4.



Fonte: Autoria própria.

Como citado no item 4.1.1, as zonas fundidas apresentaram partículas que não fundiram por completo, as quais apresentaram duas morfologias distintas. Uma das microestruturas observadas se refere a uma microestrutura típica de cermets à base de TiC, com estrutura de grãos núcleo-borda, gerada por meio do processo de dissolução-precipitação durante a sua formação (32). A borda, que pode ser dividida em interna e externa, é constituída por uma solução sólida (Ti, Me)(C,N), com Me podendo ser Mo, W, Ta e Nb (34). A análise por ponto por técnica de EDS revelou a predominância de Ti (núcleo preto), associada à presença de W e Nb, elementos pesados constituintes da solução sólida da borda (Figura 27). Isso fomenta a afirmação em que a fase TiC, identificada pelo DRX, seja referente a resíduos de cermets rico em TiC presentes no pó de pastilhas de metal duro.

Figura 27 – Espectro de EDS, MD (H1), ponto 5.

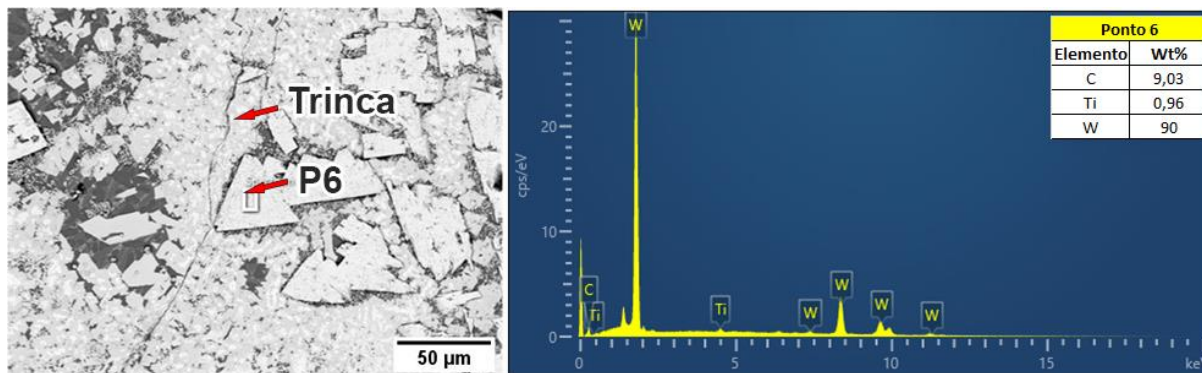


Fonte: Autoria própria.

A segunda microestrutura se assemelha à microestrutura de um carboneto cimentado bimodal WC-Co, caracterizada por dois picos distintos quanto a distribuição do tamanho de grão do WC (34). A análise por ponto via EDS revelou a predominância de W, associado à presença de C, corroborando se tratar de partículas não completamente fundidas de metal duro rico em WC (Figura 28). Achado semelhante foi detectado na literatura, com WC caracterizado por morfologia prismática triangular (18). Chaidemenopoulos *et al.* relatam, ainda, a interação do metal líquido com a partícula, o qual promove o desprendimento progressivo da zona de reação nos limites das partículas, seguido pela remoção de segmentos de carboneto a uma certa distância da partícula original. Então, forma-se uma rede de trincas no interior da partícula, facilitando a penetração do metal líquido e resultando em um ataque severo, culminando na fragmentação em estruturas menores e alongadas. Para partículas

isoladas de carboneto de menor dimensão, esse processo ocorre de forma mais acelerada, conduzindo à sua degradação mais rápida (26).

Figura 28 – Espectro de EDS, MD (H1), ponto 6.

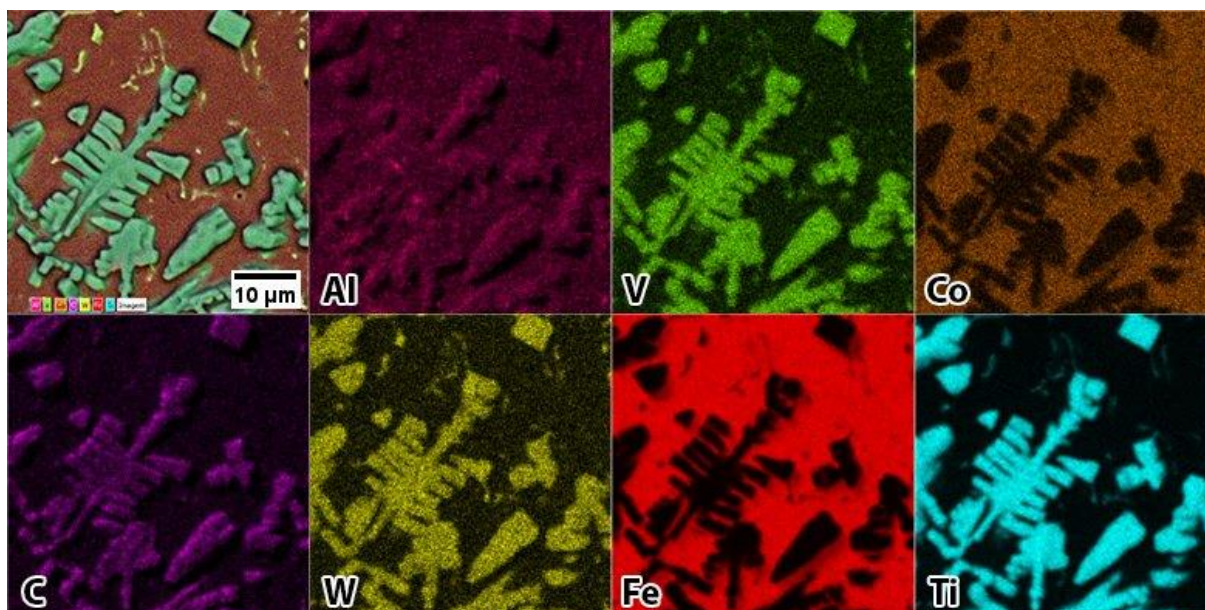


Fonte: Autoria própria.

4.3.2.2 Revestimento de metal duro enriquecido por Ti

O mapeamento químico para a microestrutura resultante da condição MD-Ti-C é apresentado (Figura 29).

Figura 29 - Mapeamento químico da microestrutura da solda com fluxo de MD-Ti-C (H2), (EDS/MEV).



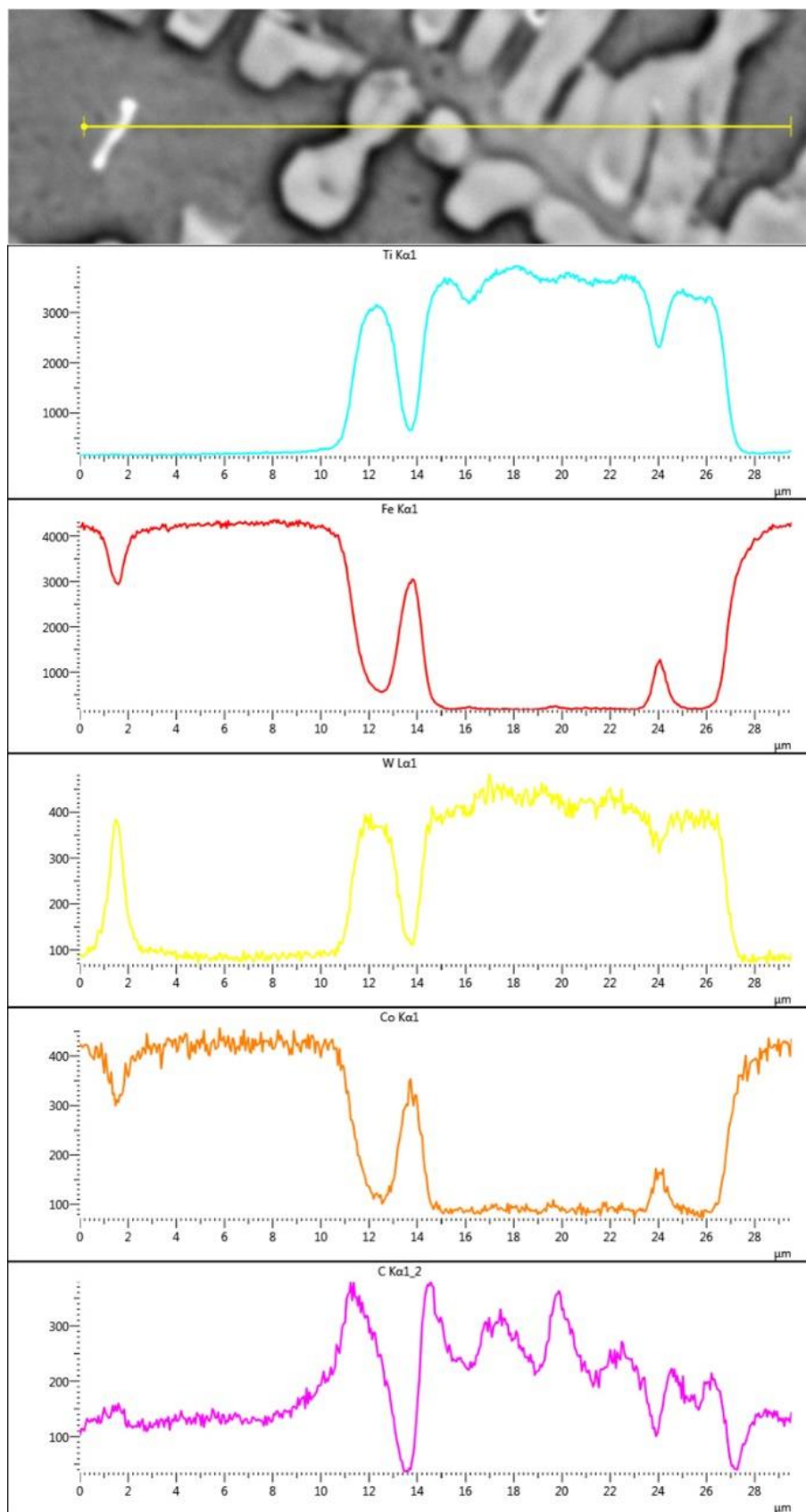
Fonte: Autoria própria.

Diferentemente da condição MD, tem-se a predominância de uma microestrutura dendrítica e grosseira, caracterizada por Ti, W e C. Também foram identificadas a presença de Al, V e Co dispersos, com o Co concentrado na matriz ferrítica. O Al e o V são provenientes da liga de titânio F137, enquanto que o Co se origina dos insertos de metal duro.

O EDS por linha (Figura 30) indica um pico do elemento W no grão de tonalidade mais clara, além de indicar a presença de outros elementos, tais como Fe e C. Conforme a varredura ocorre no sentido da dendrita, observa-se uma crescente na curva do Ti, acompanhada pelo W e C. O Fe, no entanto, apresenta picos na região referente à matriz e depressões nos carbonetos. Aspecto semelhante é observado para o Co. Isso sugere que os carbonetos estão contidos numa matriz ferrítica, a qual possui resquícios de cobalto.

Destaca-se que, apesar das limitações inerentes ao EDS na detecção e quantificação precisa de elementos leves, como o carbono, a técnica se mostra de grande relevância na identificação de fases presentes na microestrutura, especialmente quando associada à análise morfológica por MEV e a identificação de fases via DRX. No presente estudo, o EDS foi empregado com sucesso para evidenciar a presença de carbonetos de titânio, bem como de fases mistas compostas por Ti, Fe e W. A combinação dessas técnicas permitiu uma correlação mais robusta entre a composição química local e a morfologia das fases, contribuindo para a compreensão da formação dos compostos duros e sua distribuição no revestimento gerado.

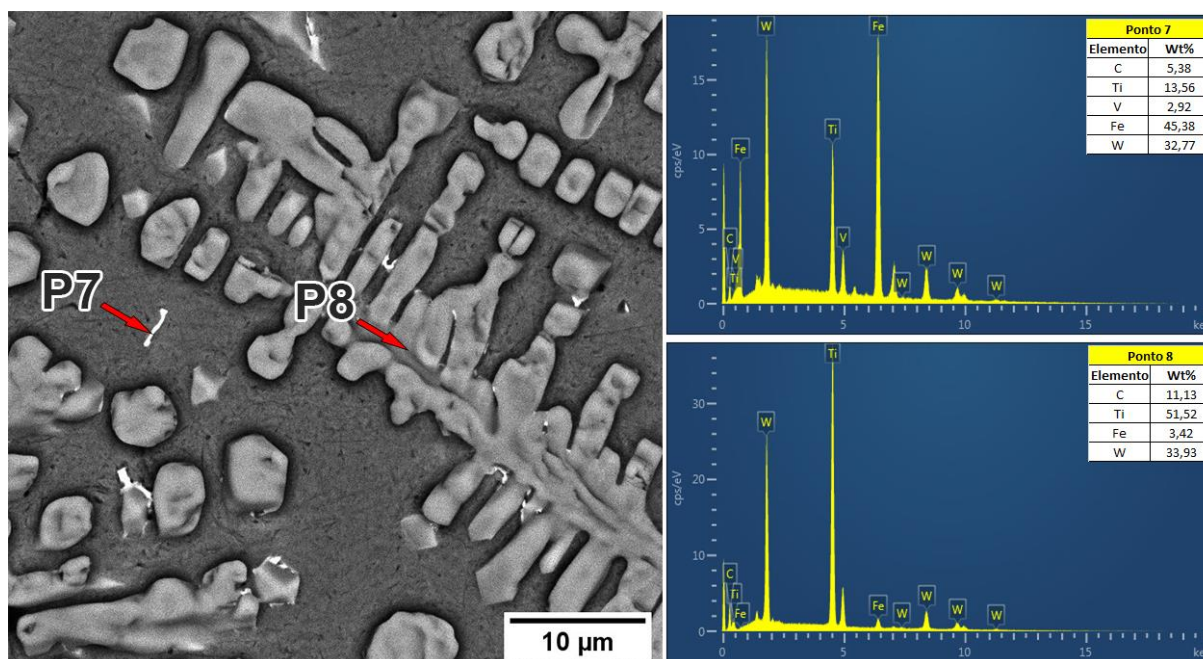
Figura 30 – EDS por linha, MD-Ti-C (H1).



Fonte: Autoria própria.

Realizou-se, ainda, o EDS por ponto (Figura 31). O EDS por ponto indicou a proporção atômica carbono/metalo equivalente a 1:3 para os grãos interdendríticos claros. Assim, assume-se que se trata do carboneto tipo M_3C , sendo $M = Fe, W, Ti$ e V . Para as dendritas, o EDS por ponto revelou uma proporção atômica próxima a 1:1, revelando se tratar de um carboneto MC , $M = W$ e Ti . Conforme os resultados do DRX, possivelmente as dendritas correspondem à fase $Ti_{0.5}W_{0.5}C$.

Figura 31 – Espectro de EDS, MD-Ti-C (H1), pontos 7 e 8.



Fonte: Autoria própria.

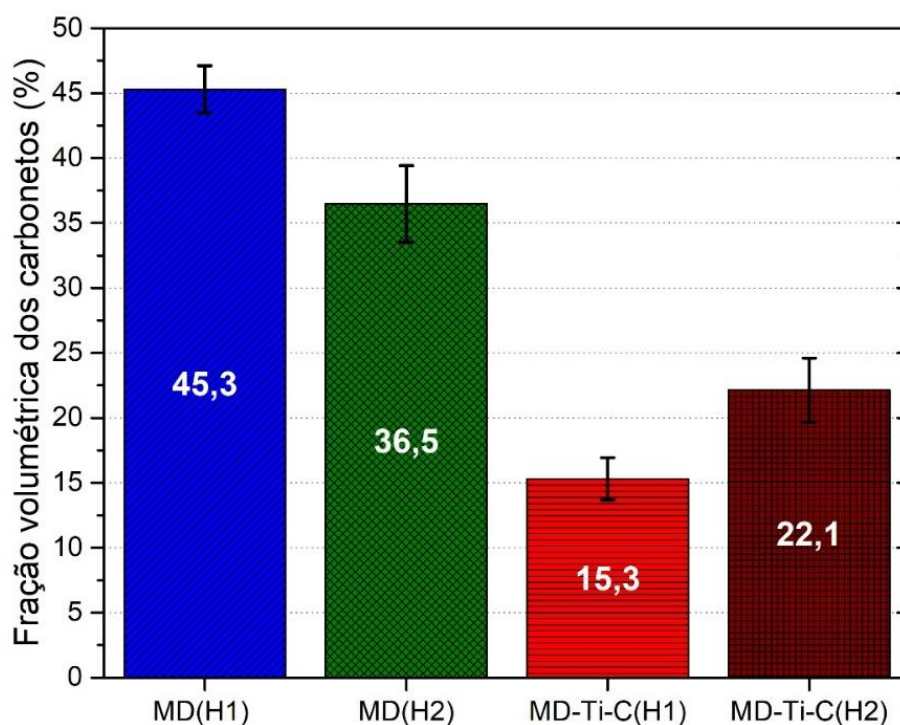
Diante os resultados apresentados, compreende-se que uma maior concentração inicial de TiC tende a promover a formação de cristais dendríticos de longa ramificação (28). Esse contexto sugere que a interação entre esses materiais pode atuar de maneira sinérgica, promovendo a formação de carbonetos mistos na junta soldada e resultando em maior resistência ao desgaste.

4.3.3 Fração Volumétrica, Circularidade e Tamanho Médio de Grão

Em relação à fração volumétrica de carbonetos presentes nas zonas fundidas (Figura 32), verificou-se uma maior concentração média de carbonetos na condição MD e de menor energia de soldagem, correspondente a $45,3\% \pm 1,81\%$, sendo que 8,11% são atribuídos ao TiC. Em seguida, tem-se um percentual médio de

36,46%±2,28% para os carbonetos formados pela condição MD de maior energia de soldagem, dos quais 5,02±0,32% correspondem ao TiC. Os depósitos obtidos a partir de MD-Ti-C, apresentaram menor fração volumétrica, sendo o gerado com menor energia de soldagem equivalente a 15,30%±1,62% de carbonetos e o de maior a 22,13%±2,46%. Destaca-se, ainda, que, conforme ANOVA, todas as quatro condições apresentaram diferenças significativas entre si, considerando o nível de confiança de 95%.

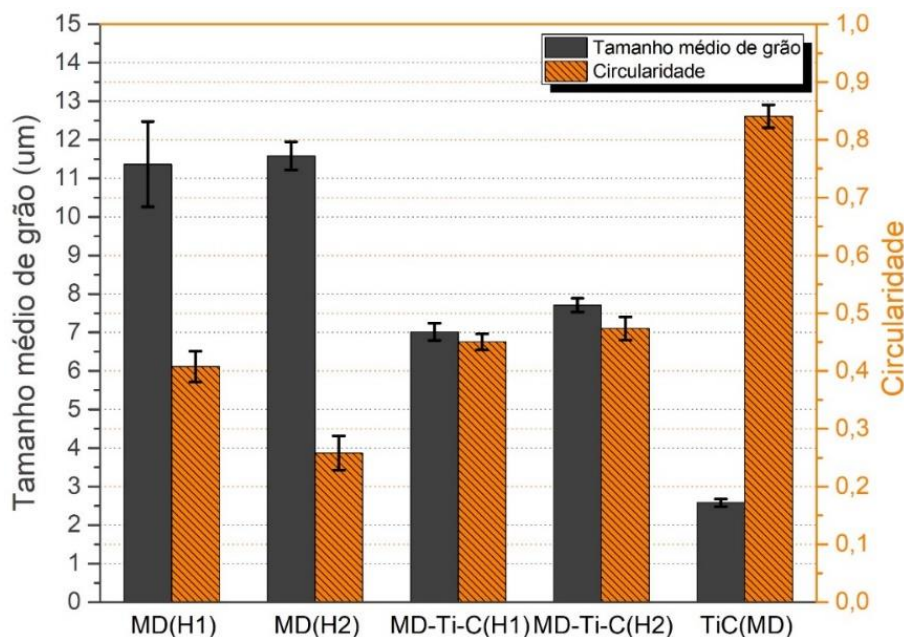
Figura 32 – Variação da fração volumétrica dos carbonetos com energia de soldagem.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 33 apresenta a relação do tamanho médio de grão e circularidade dos carbonetos contidos na zona fundida.

Figura 33 - Variação da circularidade e do tamanho médio de grão.



Fonte: Autoria própria.

No que se refere ao tamanho médio de grão, os depósitos de MD possuem grãos de cerca de 1,5 vezes maiores que os contidos na zona fundida em MD-Ti-C. Conforme o teste ANOVA, não há diferença significativas quanto ao tamanho de grão entre as duas energias de soldagem empregadas na condição MD ($45,30\mu\text{m}\pm 1,81\mu\text{m}$ e $36,46\mu\text{m}\pm 2,95\mu\text{m}$, respectivamente). Além disso, a ANOVA indicou diferenças significativas quanto à circularidade dos carbonetos, apesar de baixa para ambas as condições ($0,41\pm 0,03$ e $0,26\pm 0,03$, respectivamente), já que, quanto mais próximo de 1, maior a circularidade, indicando que a energia de soldagem pode influenciar na morfologia do grão. Isso é evidenciado pela morfologia majoritariamente dendrítica dos carbonetos, salvo o carboneto de titânio. Salienta-se, ainda, que a morfologia do TiC presente na zona fundida gerada por MD é similar para ambas as energias de soldagem usadas, sendo semelhantes em tamanho de grão e circularidade. Dessa forma, o TiC apresentou um tamanho de grão médio de $2,58\mu\text{m}\pm 0,10\mu\text{m}$ e circularidade de $0,84\pm 0,02$, este último indicando que as partículas realmente tendem a apresentar um formato globular, o que converge para a literatura (18,37).

Apesar das condições de MD-Ti-C terem gerado grãos menores em comparação às MD, uma maior energia favoreceu a formação de grãos de carbonetos maiores, sendo de $15,30\mu\text{m}\pm 1,62\mu\text{m}$ e $22,13\mu\text{m}\pm 2,46\mu\text{m}$, com este último se referindo à condição de maior energia. Neste caso, a ANOVA indicou diferença significativa

quando se altera a energia de soldagem. Quanto à circularidade dos grãos, semelhante às condições de MD, os carbonetos apresentam morfologia dendrítica, possuindo, assim, baixa circularidade ($0,45 \pm 0,01$ e $0,47 \pm 0,02$, respectivamente) e sem diferença significativa com a alteração da energia de soldagem.

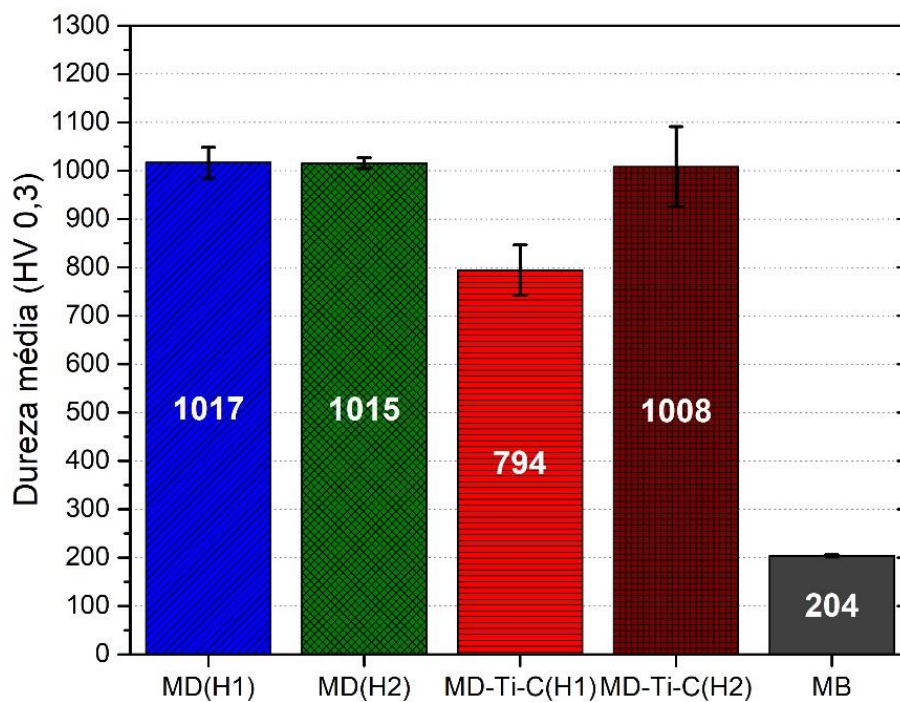
4.4 DUREZA DOS CORDÕES

As soldas produzidas apresentaram valores de dureza significativamente superiores aos do metal de base (Figura 34 e Figura 35). Isso sugere que a solda gerada a partir do fluxo contendo insertos de metal duro para ambas as energias de soldagem, assim como a combinação de MD-Ti-C de maior energia, alcançou uma dureza média cinco vezes maior em comparação ao metal de base. Na condição MD-Ti-C de menor energia a dureza foi cerca de quatro vezes superior ao metal de base.

Maiores valores de energia de soldagem tendem a aumentar a diluição da zona fundida, reduzindo a participação do metal de adição e resultando em uma menor concentração de carbonetos, o que, teoricamente, diminuiria a dureza e a resistência ao desgaste do depósito (6,29). No entanto, essa tendência não foi confirmada nas condições avaliadas. A análise estatística por meio de ANOVA dos valores de dureza do metal de solda não indicou diferenças significativas entre as condições MD, nem entre MD e MD-Ti-C sob alta energia de soldagem. Diferenças foram observadas apenas quando se aplicou menor energia à composição MD-Ti-C. Portanto, para as condições analisadas da composição MD, a variação da energia de soldagem não influenciou significativamente a dureza do depósito, possivelmente em função da taxa de diluição, que também não apresentou variação estatisticamente significativa entre os diferentes níveis de energia.

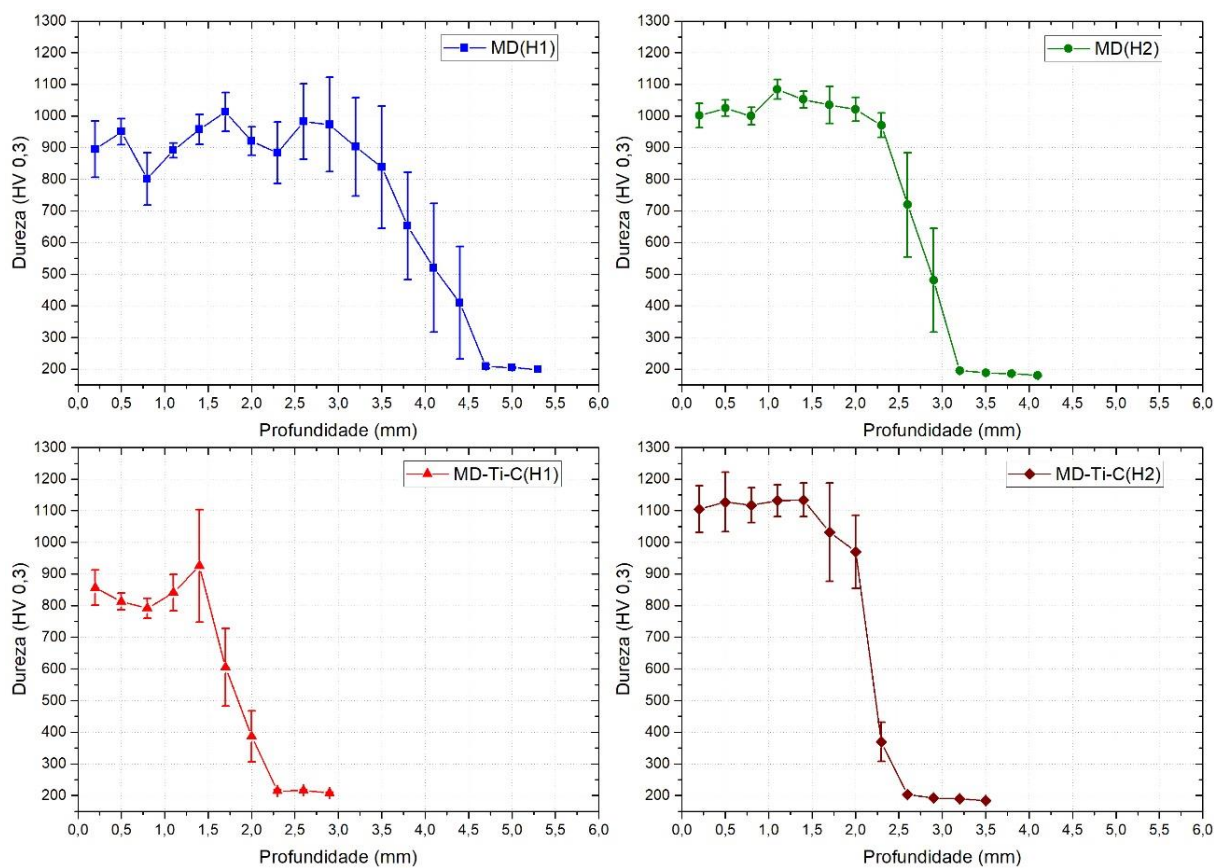
Salienta-se, ainda, que a dureza reduz progressivamente do revestimento para o substrato, à medida que os efeitos de fortalecimento se tornam menos intensos, comportamento semelhante é relatado na literatura (29,6,40,41).

Figura 34 - Dureza média da zona fundida em comparação ao metal de base.



Fonte: Autoria própria.

Figura 35 – Comparativo das condições de fluxo com a energia de soldagem.

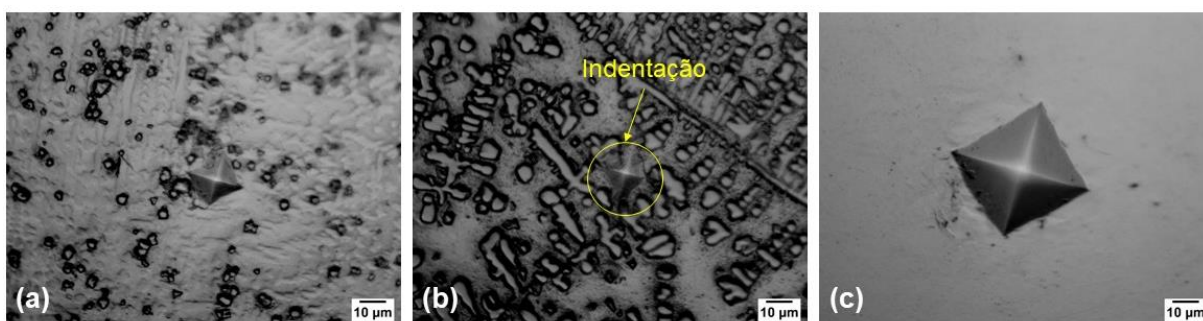


Fonte: Autoria própria.

Yuan *et al.*, em trabalho semelhante, reporta que o minúsculo carboneto TiC favorece a elevação da dureza média da superfície, em comparação à superfície rica em WC e sem a formação de TiC (18). Zeng *et al.* relata que uma maior participação de WC, em depósito também composto por TiC, tende a aumentar a dureza do revestimento (28). O presente trabalho, no entanto, não apresentou diferença significativa quanto à dureza média entre as condições estudadas, salvo a condição com adição de TiC e em baixa energia de soldagem, a qual possui carbonetos mais finos, conforme citado anteriormente.

É relevante mencionar, ainda, que a análise da distribuição dos carbonetos e do tipo de matriz formada nos bolsões interdendríticos é crucial para compreender os valores de dureza observados. A presença ou ausência de carbonetos em certas regiões da solda exerce um impacto considerável na resistência ao desgaste e na durabilidade do material. Em áreas onde há escassez de carbonetos e a matriz é predominantemente ferrítica, observa-se um aumento dimensional da indentação formada e consequente redução nos valores de dureza, indicando menor resistência à abrasão (Figura 36). Em contrapartida, regiões com alta concentração de carbonetos combinados tendem a apresentar valores de dureza elevados, o que aumenta a capacidade do material de resistir ao desgaste. A uniformidade na distribuição dos carbonetos desempenha um papel fundamental na redução da variação dos resultados de dureza, pois o valor obtido é influenciado pela região em que o indentador atua durante os testes de microdureza (41,27).

Figura 36 - Indentações de dureza realizadas em: (a) Solda composta por fluxo de MD; (b) Solda composta por fluxo de MD-Ti-C; (c) Metal de base (SAE 1020).

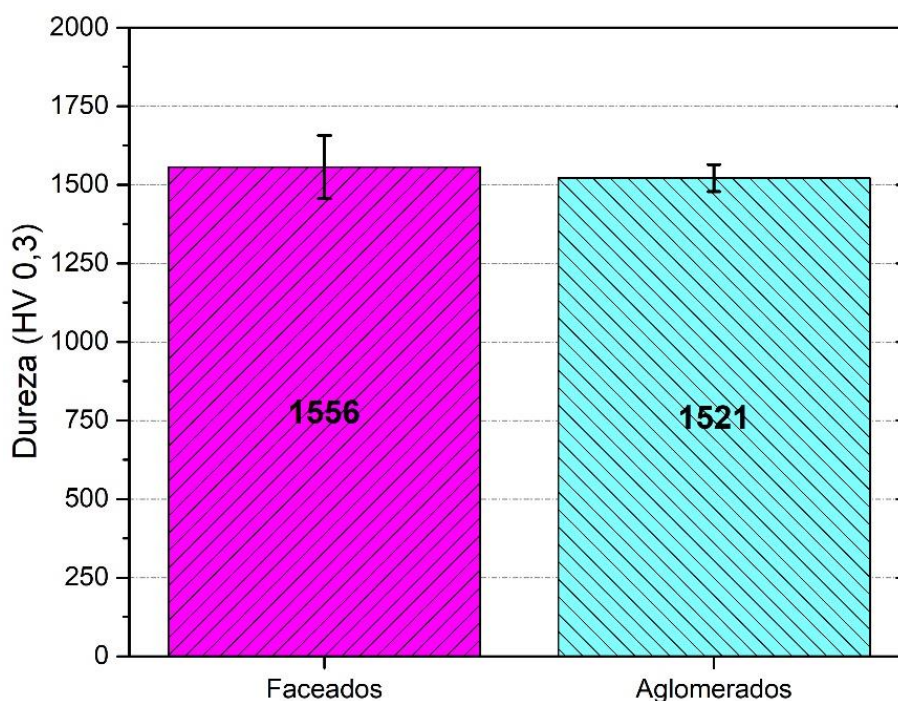


Fonte: Autoria própria.

Foram conduzidas medições da dureza das partículas não completamente fundidas, conforme descrito na seção 4.3.2 (Figura 37). Essas medições foram

realizadas de maneira aleatória, com o objetivo de avaliar a dureza em diferentes regiões das partículas. No caso das partículas faceadas, identificadas como WC, verificou-se uma dureza média de $1556 \pm 100,4$, enquanto que, para os aglomerados identificados como TiC, a dureza média obtida foi de $1521 \pm 43,17$. Esses resultados não apresentaram diferenças estatisticamente significativas e foram aproximadamente 1,5 vezes superiores à maior média de dureza observada nas zonas fundidas analisadas (1008). Esse resultado reforça a conclusão de que se trata, de fato, de partículas duras.

Figura 37 – Dureza média das partículas não fundidas.



Fonte: Autoria própria.

Diante os resultados obtidos, pode-se afirmar a eficácia dos revestimentos duros aplicados por soldagem GTAW na melhoria da resistência ao desgaste de materiais metálicos, demonstrando a relevância desse método para aplicações industriais que exigem elevada durabilidade e redução de custos com manutenção e reposição de componentes.

5 CONCLUSÃO

Com base no estudo conduzido neste trabalho, pode-se concluir que:

- A viabilidade do uso de pó de cavacos de ligas de titânio e de pastilhas de metal duro com alto teor de carboneto de tungstênio como materiais na forma de fluxo de soldagem para aplicação de revestimentos duros resistentes ao desgaste abrasivo, utilizando o processo de soldagem GTAW. Os dados obtidos evidenciam o potencial dessa abordagem para aplicações industriais que requerem elevada durabilidade dos componentes e redução de custos com manutenção e substituição.

- Os cordões de solda na condição MD-Ti-C apresentaram melhor uniformidade e qualidade visual, atribuída, possivelmente, à presença de carboneto de titânio, que reduz a porosidade.

- As condições MD mostraram a formação de poros e partículas não fundidas, enquanto a adição de TiC favoreceu a uniformidade do depósito.

- Os valores de diluição para todas as condições foram superiores aos recomendados para revestimentos duros, estando entre 50 e 75%.

- Os valores de dureza da zona fundida foram significativamente superiores ao metal de base, alcançando uma dureza de quatro a cinco vezes maior que o substrato (dureza média do revestimento entre 790 e 1020 HV).

- A análise microestrutural indicou uma distribuição homogênea dos carbonetos, com morfologia dendrítica, nas condições contendo TiC, o que pode contribuir para uma maior resistência ao desgaste.

- Os experimentos mostraram que a energia de soldagem pode impactar nas características da zona fundida, uma vez que:

- (a) para MD: O aumento da energia de soldagem resultou em cordões mais largos. O tamanho médio dos grãos de carbonetos permaneceu praticamente constante e com baixa circularidade. A fração volumétrica de carbonetos foi maior para a menor energia.

- (b) para MD-Ti-C: O aumento na energia de soldagem promoveu um crescimento significativo dos grãos. A geometria do cordão, no entanto, não apresentou grandes variações com a energia, sendo mantida mais homogênea.

- As análises de difração de raios-X e microscopia eletrônica de varredura permitiram identificar a formação de carbonetos complexos de Ti e W. Essas fases

desempenham um papel crucial na melhoria da dureza e resistência ao desgaste da camada depositada.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para trabalhos futuros, têm-se:

- Investigação quanto à otimização dos parâmetros de soldagem, visando alcançar uma menor taxa de diluição, variando a corrente e a velocidade de soldagem.
- Análise da influência de diferentes metais de adição, constituintes dos pós metálicos, como nióbio e molibdênio, para verificar se há melhorias adicionais na resistência ao desgaste e dureza da camada.
- Estudo do comportamento tribológico em condições reais de desgaste (seco, úmido, com lubrificação) e sob diferentes cargas para avaliar o desempenho dos revestimentos em situações mais próximas das aplicações industriais.
- Aplicação de técnicas avançadas de caracterização microestrutural, como microscopia eletrônica de transmissão (TEM), para estudar a estrutura cristalina dos carbonetos formados e suas interações com a matriz metálica.
- Análise da resistência à corrosão dos revestimentos, a fim de verificar como os revestimentos se comportam em meios corrosivos, especialmente para aplicações em indústrias químicas ou marítimas.

REFERÊNCIAS

- (1) MELLOR, B. G. **Surface coatings for protection against wear**. Boca Raton: Woodhead Publishing Limited, 2006.
- (2) GAHR, K.-H. Z. **Microstructure and wear of materials**. Amsterdam: Elsevier, 1987. (Tribology series, v. 10).
- (3) TYLCZAK, J. H.; OREGON, A. Friction, Lubrication, and Wear Technology. In: AMERICAN STANDART METALS. **ASM Handbook**. New York: ASM, v. 18, 1992. p. 337-351.
- (4) SURAJ, R. Hardfacing and its effect on wear and corrossion performance of various ferrous welded mild steels. **Materials Today: Proceedings**, Amsterdam, v. 42, part 2, 2021, p. 842 - 850.
- (5) RANJAN, R.; KUMAR DAS, A. Protection from corrosion and wear by different weld cladding techniques: A review. **Materials Today: Proceedings**, Amsterdam, v. 57, Part 4, p. 1687 - 1693, 2022.
- (6) WANG, X. H. *et al.* In situ production of Fe-TiC surface composite coatings by tungsten-inert gas heart source. **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, v. 200, p. 6117 - 6122, 2006.
- (7) KUMAR, A.; BATRA, N. K.; PRAKASH, G. Gas tungsten arc welding alloying of AISI 409 M steel with WC-10Co-4Cr powder to enhance the 3-body wear resistance. **Materials Today: Proceedings**, Amsterdam, v. 41, Part 4, p. 935 - 941, 2021.
- (8) PARAYE, N. K. *et al.* Surface modification of AISI 8620 steel by in-situ grown TiC particle using TIG arcing. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 405, 2021.
- (9) PIERSON, H. O. **Handbook of refractory carbides and nitrides: properties, characteristics, processing, and applications**. New Jersey: Noyes Publications, 1996.
- (10) ASTM INTERNATIONAL. **ASTM G40 - 22a - Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. ASTM. West Conshohocken, PA, p. 1-9. 2022.
- (11) GATES, J. D. Two-body and three-body abrasion: A critical discussion. **Wear**, Amsterdam, v. 214, p. 139 - 146, 1998.
- (12) MENDEZ, P. F. *et al.* Welding processes for wear resistant overlays. **Journal of Manufacturing Processes**, London, v. 16, p. 4-25, 2014. ISSN 1526-6125.
- (13) AMERICAN WELDING SOCIETY - AWS. **Welding Handbook: welding science and technology**. 9. ed. Miami: AWS, 2001. v. 1.
- (14) KEN-HICKEN, G. Gas-Tungsten Arc Welding. *In*: WELDING, Brazing, and Soldering. New York: ASM, 1993. p. 590 - 605. (ASM HANDBOOK, v. 6).

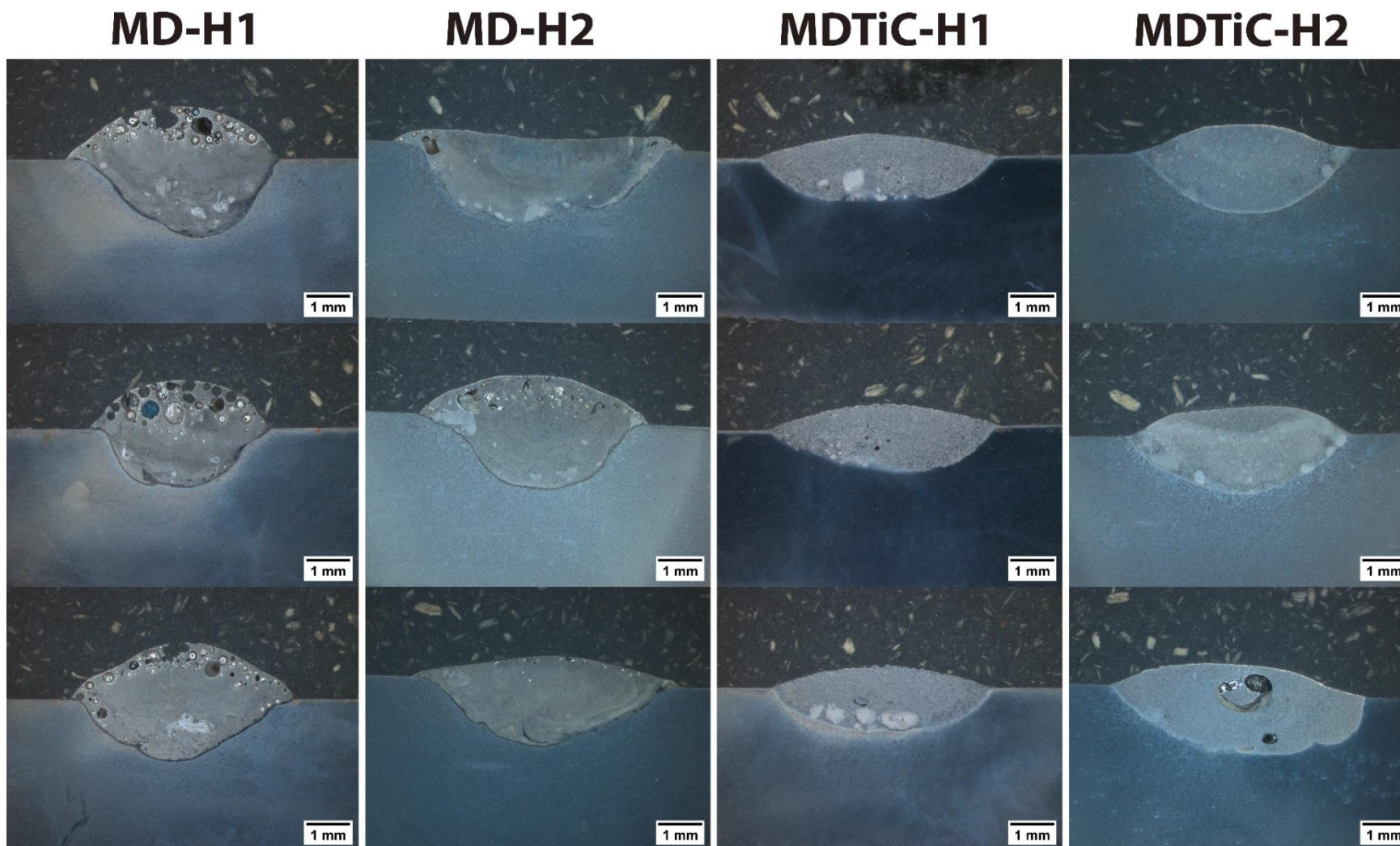
- (15) CHEN, C. C.; POLLACK, A. Influence of welding on steel weldment properties. *In: Welding, Brazing, and Soldering*. New York: ASM, 1993. p. 1086 - 1109. (ASM HANDBOOK v. 6).
- (16) HOLLECK, H. Material selection for hard coatings. **Journal of Vacuum Science e Technology**, Harlsruhe, v. IV, p. 2661 - 2669, 1986.
- (17) GU, D. *et al.* Laser additive manufactured WC reinforced Fe-based composites with gradient reinforcement/matrix interface and enhanced performance. **Composite Structures**, London, v. 192, p. 387-396, 2018. ISSN 0263-8223.
- (18) YUAN, Y. *et al.* Improving wear resistance and friction stability of FeNi matrix coating by in-situ multi-carbide WC-TiC via PTA metallurgical reaction. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 378, 2019.
- (19) BENDIKIENE, R.; CIUPLYS, A.; KAVALIAUSKIENE, L. Circular economy practice: From industrial metal waste to production of high wear resistant coatings. **Journal of Cleaner Production**, Amsterdam, v. 229, p. 1225 - 1232, 2019.
- (20) BROOKS, L. *et al.* Ferrous and non-ferrous recycling: Challenges and potential technology solutions. **Waste Management**, Oxford, v. 85, p. 519 - 528, 2019.
- (21) ASTM INTERNATIONAL. **F136-13**: Standard specification for wrought titanium-6aluminum-4vanadium ELI (extra low interstitial) alloy for surgical implant applications (UNS R56401). West Conshohocken: ASTM, 2013. 5 p.
- (22) ASTM INTERNATIONAL. **F67-13**: Standard Specification for Unalloyed Titanium, for Surgical Implant Applications (UNS R50250, UNS R50400, UNS R50550, UNS R50700). West Conshohocken: ASTM, 2013. 6 p.
- (23) LIU, W.; GAO, D. Microstructure and wear of Ni-WC hardfacing used for steel-body PDC bits. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, London, v. 101, 2021.
- (24) FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; VENTRELLA, V. A.; GALLEGO, J. Reciclagem de Cavacos de Titânio para a Deposição de Revestimentos Duros por Soldagem. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 20, p. 117 - 127, 2015.
- (25) INORGANIC CRYSTAL STRUCTURE DATABASE – ICSD. **Inorganic Crystal Structure Database (ICSD)**. 2025. Disponível em: <https://icsd.fiz-karlsruhe.de/index.xhtml>. Acesso em: 20 fev. 2025.
- (26) CHAIDEMENOPOULOS, N. G. *et al.* Aspects on carbides transformations of Fe-based hardfacing deposits. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, p. 651-661, 2019.
- (27) NAGENTRAU, M. *et al.* The influence of welding condition on the microstructure of WC hardfacing coating on carbon steel substrate. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, London, v. 82, p. 43-57, 2019. ISSN 0263-4368.

- (28) ZENG, X. *et al.* Effects of WC addition on the morphology, microstructure and mechanical properties of Fe50/TiC/WC laser claddings on AISI 1045 steel. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 427, 2021. ISSN 0257-8972.
- (29) GUO, X. *et al.* Bonding behavior of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo/WC composite coating on titanium alloy by gas tungsten arc welding cladding. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, London, v. 126, 2025. ISSN 0263-4368.
- (30) JEFFUS, L. **Welding: principles and applications**. 7. ed. New York: Delmar, 2012. 972 p.
- (31) DAVIS, J. R. Hardfacing, weld cladding, and dissimilar metal joining. *In*: AMERICAN STANDART METALS. **Metals Handbook: welding, brazing and soldering**. New York: ASM, 1993. p. 1967-2000.
- (32) ARAMIAN, A. *et al.* A review on the microstructure and properties of TiC and Ti(C,N) based cermets. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, London, v. 115, 2023.
- (33) ZHANG, M. *et al.* Effects of carbon addition on the microstructure, mechanical properties, corrosion resistance and tribological behaviour of Ti(C, N)-based cermets. **Materials Research Express**, Bristol, v. 5, 2018.
- (34) GARCÍA, J. *et al.* Cemented carbide microstructures: a review. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, London, v. 80, p. 40-68, 2019. ISSN 0263-4368.
- (35) TANDON, D. *et al.* A Review on Hardfacing, Process Variables, Challenges, and Future Works. **Metals**, Basel, v. 13, n. 9, p. 1-37, 2023.
- (36) ZHONG, L. *et al.* Fe–W–C thermodynamics and in situ preparation of tungsten carbide-reinforced iron-based surface composites by solid-phase diffusion. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, London, v. 57, p. 42-49, 2016. ISSN 0263-4368.
- (37) KHRAISAT, W.; JADAYIL, A. W. Qualitative study of carbides in liquid phase sintered M3:2 high speed steel. **Heliyon**, London, v. 10, 2024. ISSN 2405-8440.
- (38) ANTONI-ZDZIOBEK, A.; SHEN, J. Y.; DURAND-CHARRE, M. About one stable and three metastable eutectic microconstituents in the Fe–W–C system. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, London, v. 26, n. 372-382, 2008. ISSN 0263-4368.
- (39) DING, J. *et al.* Evaluation of phase relationship in W-Fe-C ternary system through symmetry principles and first-principles calculation. **Materials & Design**, London, v. 224, 2022. ISSN 0264-1275.
- (40) MOGHADDAM, H. Z.; SHARIFITABAR, M.; ROUDINI, G. Microstructure and wear properties of Fe–TiC composite coatings produced by submerged arc cladding

process using ferroalloy powder mixtures. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 361, p. 91-101, 2019. ISSN 0257-8972.

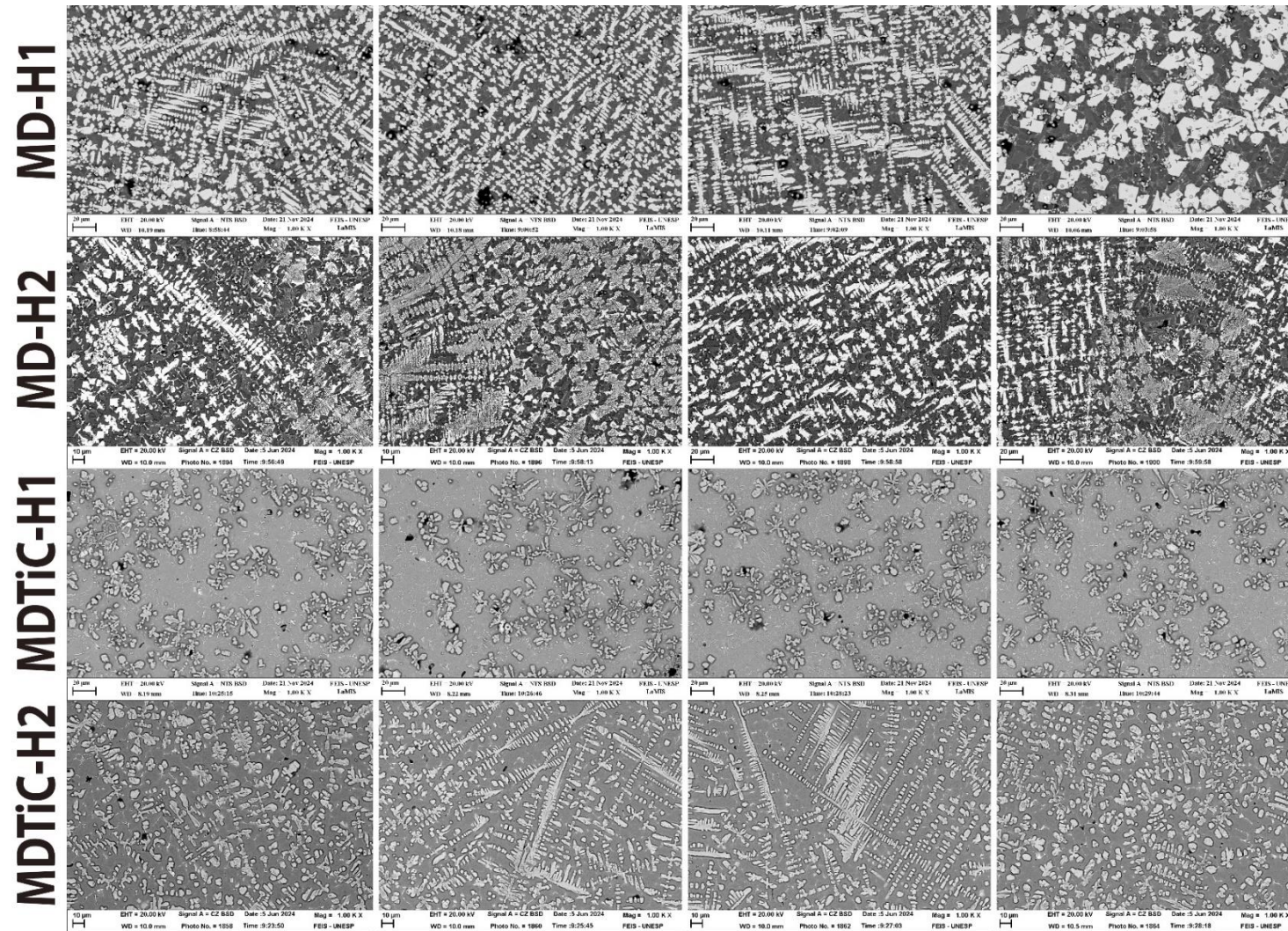
(41) FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; BRACARENSE, A. Q. Efeitos da Espessura da Fita Metálica no Metal de Solda Utilizando Cavacos de Titânio Como Componentes do Fluxo em Arames Tubulares para a Formação de TiC. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, 2019.

APÊNDICE A – AMOSTRAS DE SEÇÃO POR CONDIÇÃO



Fonte: Autoria própria.

APÊNDICE B – MICROGRAFIAS DA ZONA FUNDIDA EM REGIÕES NA DIREÇÃO HORIZONTAL DA AMOSTRA DE SEÇÃO



Fonte: Autoria própria.

APÊNDICE C – PUBLICAÇÕES REFERENTES A ESTE TRABALHO

VIEIRA, P. C.; FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; FIRMO, L. K. M.; VENTRELLA, V. A.; ARIAS, A. R.; GALLEGGO, J. Produção de consumíveis de soldagem resistentes ao desgaste com fluxo derivado do reaproveitamento de cavacos de titânio e insertos de metal duro à base de WC. *In*: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS – CBECIMAT, 25., 2024, Fortaleza. **Anais eletrônicos** [...]. Fortaleza: CBECIMAT, 2024. p. 2806–2817. Disponível em: <https://www.cbecimat.com.br/anais/PDF/MmeMcc40-005.pdf>. Acesso em: 20 fev. 2025.

VIEIRA, P. C.; FIRMO, L. K. M.; FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; ARIAS, A. R.; GALLEGGO, J. Desenvolvimento de consumíveis de soldagem resistentes ao desgaste com fluxo gerado pelo reaproveitamento de cavacos de titânio e pastilhas de metal duro. *In*: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA – CONEM, 12., 2024, Natal. **Anais** [...]. Natal: CONEM, 2024.

VIEIRA, P. C.; FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; GALLEGGO, J. Desenvolvimento de consumíveis de soldagem resistentes ao desgaste com fluxo de reciclagem de cavacos de titânio e insertos de metal duro. Trabalho apresentado na **1ª Jornada de pesquisadora**, 2024, Presidente Prudente. Tema: Inspiração na Ciência e Tecnologia.

VIEIRA, P. C.; FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; FIRMO, ARIAS, A. R.; GALLEGGO, J. Desenvolvimento de consumíveis de soldagem resistentes ao desgaste com fluxo composto por cavacos de titânio e pastilhas de metal duro reciclados. Trabalho apresentado no **Simpósio do Programa de Pós-Graduação da Engenharia Mecânica**, 2023, Ilha Solteira.

CAPELA, G. C.; VIEIRA, P. C.; FIRMO, L. K. M.; FAGUNDES JÚNIOR, J. G. Avaliação microestrutural de soldas resistentes ao desgaste formadas pela reciclagem de insertos de metal duro. *In*: CONGRESSO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA DA UNESP, 36., 2024, Ilha Solteira. **Anais** [...]. São Paulo: Pró Reitoria de Pesquisa (PROpe), 2024. Disponível em: <https://eventos.reitoria.unesp.br/anais/xxxvivicunesp/1012229-avaliacao-microestrutural-de-soldas-resistentes-ao-desgaste-formadas-pela-reciclagem-de-insertos-de-metal-duro/>. Acesso em: 20 fev. 2025.

VENDRÚSCULO, M. S.; VIEIRA, P. C.; FIRMO, L. K. M.; SUTER, L. C.; FAGUNDES JÚNIOR, J. G. Avaliação da resistência ao desgaste em superfícies duras depositadas por soldagem. *In*: CONGRESSO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA DA UNESP, 36., 2024, Ilha Solteira. **Anais** [...]. São Paulo: Pró Reitoria de Pesquisa (PROpe), 2024. Disponível em: <https://eventos.reitoria.unesp.br/anais/xxxvivicunesp/1012203-avaliacao-da-resistencia-ao-desgaste-em-superficies-duras-depositadas-por-soldagem>. Acesso em: 20 fev. 2025.