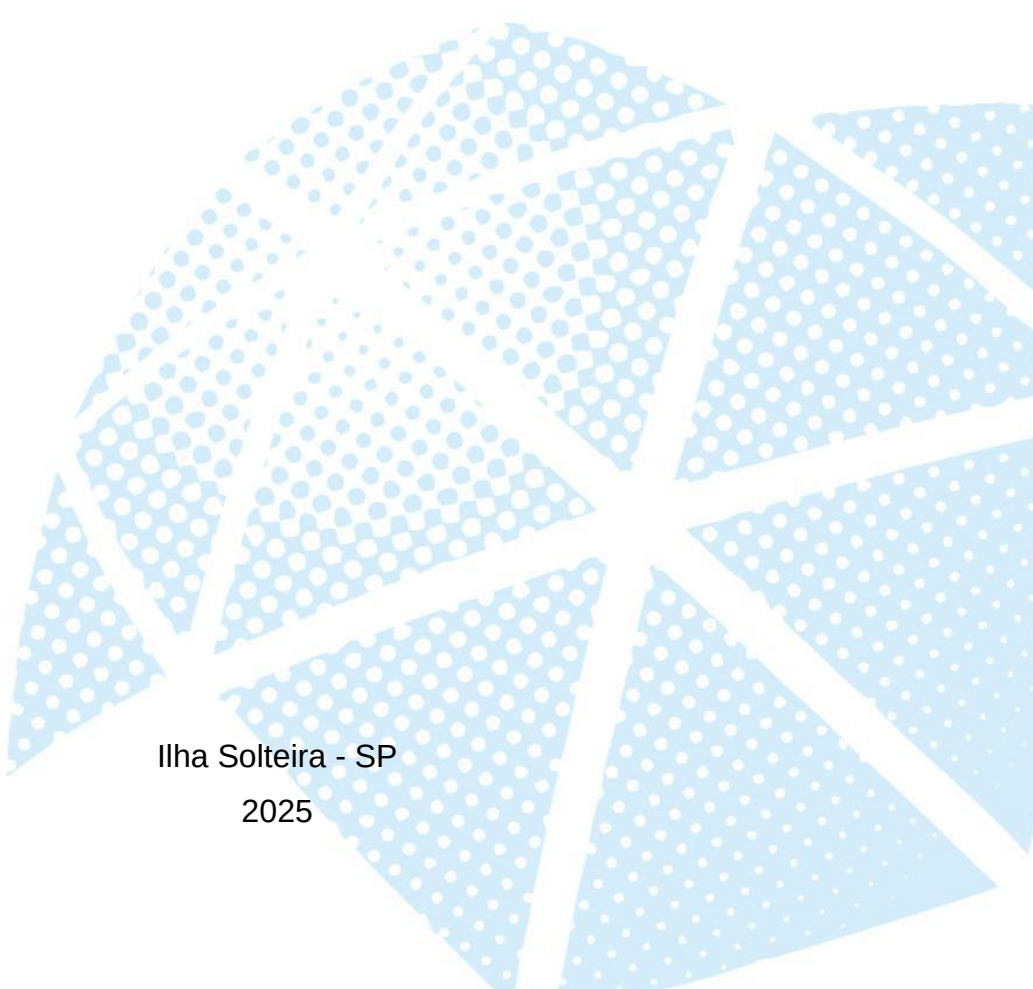


**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA**

LETÍCIA KAROLAYNE MOREIRA FIRMO

**REAPROVEITAMENTO DE CAVACOS DE NIÓBIO APLICADOS COMO FLUXO
DE SOLDAGEM PARA A FORMAÇÃO DE REVESTIMENTOS DUROS
RESISTENTES AO DESGASTE**

Ilha Solteira - SP
2025



LETÍCIA KAROLAYNE MOREIRA FIRMO

**REAPROVEITAMENTO DE CAVACOS DE NIÓBIO APLICADOS COMO FLUXO
DE SOLDAGEM PARA A FORMAÇÃO DE REVESTIMENTOS DUROS
RESISTENTES AO DESGASTE**

Dissertação apresentada à Universidade Estadual Paulista (UNESP), Júlio de Mesquita Filho, Ilha Solteira, para obtenção do título de Grau acadêmico Mestre (a) em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais e Processos Tecnológicos.

Orientador (a): Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Coorientador (a): Prof. Dr. José Gedael Fagundes Júnior

Ilha Solteira - SP

2025

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvida pela Diretoria Técnica de Biblioteca e Documentação

- F525r Firmo, Letícia Karolayne Moreira.
Reaproveitamento de cavacos de nióbio aplicados como fluxo de soldagem para a formação de revestimentos duros resistentes ao desgaste / Letícia Karolayne Moreira Firmo. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2025
82 f. : il.
- Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2025
- Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Coorientador: José Gedael Fagundes Júnior
Inclui bibliografia
1. Desgaste abrasivo. 2. Revestimento duro. 3. Soldagem. 4. Sustentabilidade.

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: REAPROVEITAMENTO DE CAVACOS DE NIÓBIO APLICADOS COMO FLUXO DE SOLDAGEM PARA A FORMAÇÃO DE REVESTIMENTOS DUROS RESISTENTES AO DESGASTE

AUTORA: LETÍCIA KAROLAYNE MOREIRA FIRMO

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

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: 11/04/2025 07:36:17-0300
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
JUNO GALLEGÓ
Data: 14/04/2025 19:38:28-0300
Verifique em <https://validar.itl.gov.br>

Prof. Dr. JUNO GALLEGÓ (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

 Documento assinado digitalmente
ARIEL RODRÍGUEZ ARIAS
Data: 14/04/2025 20:29:23-0300
Verifique em <https://validar.itl.gov.br>

Prof. Dr. ARIEL RODRÍGUEZ ARIAS (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG

Ilha Solteira, 14 de abril de 2025

Dedico este trabalho, em primeiro lugar, aos meus pais, pelo apoio incondicional e pelos valores que foram fundamentais para a minha formação e para o meu desenvolvimento pessoal e profissional. Estendo também minha gratidão a todos os professores que, ao longo da minha trajetória, compartilharam seus conhecimentos e contribuíram de maneira significativa para o meu crescimento acadêmico e pessoal.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus por ter me dado vida e saúde para chegar até aqui. Aos meus pais Anelino Aparecido Firmo e Valdete Terezinha Moreira Firmo, ao meu irmão Tairone, por sempre me incentivarem e me apoiarem nas minhas decisões, estando sempre ao meu lado. A todos familiares e amigos, em especial Carlinéia e Poliane, que embarcaram nessa jornada comigo e sempre se fizeram presente me ajudando e incentivando a não desistir. Aos amigos que conquistei ao longo do curso Gean, Elias, Laís, Letícia, Pablo e Victor que fizeram toda a diferença para que os dias longe da família fossem mais leves.

Ao meu orientador Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella, pela confiança depositada e todos os ensinamentos e orientações repassadas. Ao meu coorientador Prof. Dr. José Gedael Fagundes Júnior, pela paciência, confiança e instruções durante essa trajetória, que foram essenciais para essa conquista. Aos companheiros e técnicos do laboratório por todo suporte e auxílio durante o desenvolvimento da pesquisa.

A empresa CadiMinas Comércio e Representações LTDA pelo fornecimento dos insumos utilizados na pesquisa.

Aos Departamentos de Engenharia de Minas (DEMIN/UFMG), pela disponibilização dos equipamentos de moagem. Ao Departamento de Físico-Química (DFQ/UNESP), Professor Dr. Eudes Borges de Araújo, pelo uso das técnicas de difração de raios-X (DRX), ao Professor Dr. João Carlos S. Moraes (DFQ/UNESP), pelos ensaios de microdureza. E ao Professor Dr. Allan R. T. Machado (UEMG/João Monlevade), pela utilização do MEV nas análises de EDS/MEV.

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

“A mente que se abre a uma nova ideia, jamais voltará ao seu tamanho original” (Albert Einstein).

RESUMO

O desgaste abrasivo é um problema comum em muitos setores industriais levando à degradação de máquinas, equipamentos e componentes ao longo do tempo de vida útil. Uma alternativa de minimizar o desgaste abrasivo é a aplicação de revestimentos duros depositados por soldagem, apresentando uma microestrutura composta por fases tenazes e fases de elevada dureza, destacando-se os carbonetos metálicos. O nióbio é utilizado em diversas aplicações metalúrgicas, promovendo uma melhora significativa nas propriedades dos aços, e em alguns casos, sua utilização tem a finalidade de formar carbonetos de nióbio (NbC) na microestrutura. Comercialmente, o nióbio apresenta um custo elevado, tornando sua aplicação em larga escala menos atrativa comparando-se a outros elementos químicos, como insumos nos consumíveis de soldagem para revestimento duro. Por outro lado, a usinagem de tarugos de nióbio pela indústria metalúrgica produz quantidades significativas de cavacos que são descartadas como resíduos metálicos. Dessa forma, o objetivo do presente trabalho foi beneficiar estes resíduos até a obtenção de pós metálicos, que foram utilizados como componentes de consumíveis de soldagem experimentais na a formação de NbC na microestrutura dos depósitos formados, estabelecendo assim uma melhoria na resistência ao desgaste abrasivo. Os resultados mostraram que os cavacos de nióbio possuem um alto potencial para aplicação como fluxo de soldagem na produção de revestimentos com propriedades mecânicas e tribológicas aprimoradas.

Palavras-chave: desgaste abrasivo; revestimento duro; soldagem; sustentabilidade.

ABSTRACT

Abrasive wear is a common issue in many industrial sectors, leading to the degradation of machinery, equipment, and components over their service life. One way to minimize abrasive wear is the application of hard coatings deposited by welding, which present a microstructure composed of both tough and hard phases, with metallic carbides standing out. Niobium is used in various metallurgical applications, significantly improving the properties of steels, and in some cases, it is employed to form niobium carbides (NbC) in the microstructure. Commercially, niobium has a high cost, making its large-scale application less attractive compared to other chemical elements use in hard-facing welding consumables unfeasible. On the other hand, niobium billets are machined by the metal industry, producing significant amounts of chips that are discarded as metallic waste. Therefore, the aim of this study is to process these waste materials into metallic powders to be used as components in experimental welding consumables for the formation of NbC in the microstructure of the deposits, thus improving resistance to abrasive wear. The results demonstrated that niobium chips have high potential for application as welding flux in the production of coating with improved mechanical and tribological properties.

Keywords: abrasive wear; hard coating; welding; sustainability.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Proporção dos danos e falhas em função dos mecanismos de desgaste.	19
Figura 2– a) desgaste de dois corpos b) desgaste de três corpos.	20
Figura 3 – Estrutura Cristalina do Carboneto de Nióbio.	28
Figura 4 – Diagrama de Fases C-Nb.	29
Figura 5 - Morfologia lamelar dos NbC. (a) Tipo I e (b) Tipo II.	30
Figura 6 - Partículas de NbC como morfologia facetada.	31
Figura 7 – Esquema do processo de soldagem GTAW.	32
Figura 8 – Taxa de diluição.	33
Figura 9 – Fluxograma da Metodologia.	35
Figura 10 – Esquema de deposição da mistura no metal base.	36
Figura 11 – Equipamento de soldagem GTAW.	37
Figura 12 – Representação do método de corte.	39
Figura 13 - Esquema das medições da microdureza ao longo do cordão.	40
Figura 14 – Regiões de imagens micrográficas nos cordões.	41
Figura 15 – Topografia dos cordões de solda (a) Nb+C (b) Nb+C+Si+Mn.	42
Figura 16 – Macrografias dos revestimentos (a e b) Nb+C (c e d) Nb+C+Si+Mn.	44
Figura 17 – Média da Taxa de Diluição.	45
Figura 18 – Gráfico de microdureza dos revestimentos.	46
Figura 19 – Microestruturas das soldas de Nb+C	48
Figura 20 – Microestruturas das soldas de Nb+C+Si+Mn	50
Figura 21 – Fração volumétrica dos carbonetos.	51
Figura 22 – Circularidade dos carbonetos.	52
Figura 23 – Tamanho de grão dos carbonetos.	53
Figura 24 – Espectro de EDS de área do revestimento de Nb+C.	54
Figura 25 – Espectro do EDS de área do revestimento de Nb+C+Si+Mn.	55
Figura 26 – Topografia dos cordões de solda (a) Nb+C+Si+Mn_H1 (b) Nb+C+Si+Mn_H2 (c) Nb+C+Si+Mn_H3.	56
Figura 27 – Macrografias dos revestimentos Nb+C+Si+Mn para as diferentes energias de soldagem.	57
Figura 28 – Média da taxa de diluição para as diferentes energias de soldagem.	59
Figura 29- Gráfico de microdureza dos revestimentos para diferentes energias de soldagem.	60

Figura 30 – Microestrutura do revestimento Nb+C+Si+Mn com E = 0,79kJ/mm.....	62
Figura 31 – Microestrutura do revestimento Nb+C+Si+Mn com E = 0,96 kJ/mm.....	63
Figura 32 – Microestrutura do revestimento Nb+C+Si+Mn com E = 1,10 kJ/mm.....	64
Figura 33 – Fração volumétrica do revestimento Nb+C+Si+Mn para as diferentes energias de soldagem.	65
Figura 34 – Circularidade das partículas do revestimento Nb+C+Si+Mn para as diferentes energias de soldagem	66
Figura 35 – Tamanho de grão do revestimento Nb+C+Si+Mn para as diferentes energias de soldagem.	67
Figura 36 – Mapeamento químico por EDS.	68
Figura 37 – Difractograma do revestimento Nb+C.	69
Figura 38 – Difractograma do revestimento Nb+C+Si+Mn.....	70
Figura 39 – Análise de significância: fração volumétrica de Nb+C e Nb+C+Si+Mn. .	78
Figura 40 – Análise de significância: circularidade de Nb+C e Nb+C+Si+Mn.	78
Figura 41 – Análise significância: tamanho de grão de Nb+C e Nb+C+Si+Mn.	79
Figura 42 – Análise significância: circularidade de Nb+C+Si+Mn para diferentes energias de soldagem.	79

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Parâmetros de soldagem.	38
Tabela 2 – Parâmetros de soldagem para diferentes energia de soldagem.	38

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ANOVA	Análise de Variância
ICSD	Banco de Dados de Estrutura de Cristais Inorgânicos
Cr ₃ C ₂	Carboneto de cromo
NbC	Carboneto de nióbio
TiC	Carboneto de titânio
WC	Carboneto de tungstênio
AC	Corrente Alternada
DCEN	Corrente Contínua com Eletrodo Negativo
DCEP	Corrente Contínua com Eletrodo Positivo
I	Corrente de Soldagem
FCC	Cúbica de Fase Centrada
DRX	Difração de raio – X
HV	Dureza Vickers
E	Energia de Soldagem
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva de Elétrons
HCP	Hexagonal Compacta
MB	Metal Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
H	Rendimento
GTAW	Soldagem a Arco com Tungstênio e Proteção Gasosa
SMAW	Soldagem com Eletrodo Revestido
TIG	Soldagem com Eletrodo de Tungstênio e Gás Inerte
FCAW	Soldagem por Arame Tubular
V	Tensão de Soldagem
V	Velocidade de Soldagem
ZTA	Zona termicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Amperes
Mm	Milímetros
mm/min	Milímetros por minuto
kJ/mm	Quilo Joule por milímetros
Δ	Taxa de diluição
V	Volts

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
2	OBJETIVOS	17
2.1	OBJETIVO GERAL	17
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	17
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1	DESGASTE	18
3.1.1	Desgaste Abrasivo.....	19
3.2	DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTO DURO RESISTENTE AO DESGASTE ABRASIVO	22
3.2.1	Influência do Silício (Si) e do Manganês (Mn) na composição química do revestimento duro.....	24
3.3	NIÓBIO	26
3.4	CARBONETOS DE NIÓBIO	27
3.4.1	Propriedades dos Carbonetos de Nióbio	27
3.5	SOLDAGEM GTAW.....	31
3.6	PARÂMETROS DE SOLDAGEM	32
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	35
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	42
5.1	ANÁLISE MACROGRÁFICA	42
5.1.1	Cordões de Solda	42
5.1.2	Taxa de Diluição	44
5.2	MICRODUREZAS.....	45
5.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	46
5.4	APLICAÇÕES DAS DIFERENTES ENERGIA DE SOLDAGEM.....	55
5.4.1	Taxa de diluição.....	58
5.4.2	Microdureza.....	59
5.4.3	Caracterização Microestrutural	61
5.5	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	68
6	CONCLUSÃO.....	71
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	72
	REFERÊNCIAS	73
	APÊNDICE	78

DADOS CURRICULARES	80
--------------------------	----

1 INTRODUÇÃO

A usinagem de tarugos fabricados a partir de ligas de nióbio é um processo essencial para alcançar os aspectos de tolerância dimensional, geométrica e de acabamento superficial exigidos nas aplicações industriais. Este processo ocorre após a fundição dos tarugos, geralmente realizado pelas empresas fornecedoras, cujas ligas possuem o nióbio como elemento predominante em sua composição química. De acordo com fontes internas da Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM), empresa especializada no fornecimento de produtos de nióbio (1), esse processo gera um volume significativo de cavacos, despertando um crescente interesse no desenvolvimento de alternativas para a reinserção desses resíduos na cadeia produtiva.

O nióbio (Nb) é considerado um elemento nobre, amplamente utilizado como aditivo em diversas ligas metálicas, com aplicações em setores como as indústrias automotivas e naval (2). Em particular, na deposição de revestimentos duros e resistentes ao desgaste, por meio de processos de soldagem, busca-se a formação de fases de alta dureza na microestrutura da solda. A literatura destaca, entre essas fases desejadas, os carbonetos metálicos, como o carboneto de cromo (Cr_3C_2), o carboneto de titânio (TiC), o carboneto de tungstênio (WC) e o carboneto de nióbio (NbC) (3,4).

Os consumíveis de soldagem utilizados para a aplicação de revestimentos duros são, em sua maioria, formulados a partir de ferroligas comerciais, que frequentemente apresentam elevado valor comercial (3). Em razão disso, há uma preferência pelo uso de consumíveis à base de cromo, devido ao seu menor custo quando comparado a outros elementos. Nesse contexto, a reutilização dos cavacos de nióbio como fonte de matéria-prima para a formulação de consumíveis à base desse elemento pode representar uma alternativa econômica e tecnicamente viável ao uso do cromo.

Essa proposta busca, portanto, contribuir para o desenvolvimento de uma alternativa sustentável e economicamente viável para o aproveitamento de resíduos de nióbio na cadeia produtiva, promovendo a inovação no campo dos revestimentos duros.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho tem como objetivo principal viabilizar a utilização dos cavacos de nióbio como componentes dos fluxos de soldagem, com vistas à formação de revestimentos resistentes ao desgaste.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Como objetivo específicos, destacam-se:

- O beneficiamento dos cavacos para a obtenção de pós metálicos de nióbio;
- A determinação das condições operacionais adequadas para a formação de carbonetos de nióbio durante a soldagem;
- A caracterização macro e microestrutural dos depósitos formados;
- A realização de ensaios mecânicos apropriados para avaliar as condições de aplicação dos revestimentos obtidos.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 DESGASTE

O desgaste é definido como a modificação de uma superfície sólida devido à perda progressiva e irreversível ou ao deslocamento de material resultante do movimento relativo entre essa superfície e outras substâncias em contato (5). Esse fenômeno deve ser evitado na maioria das aplicações de engenharia, pois acarreta perda de funcionalidade e eficiência energética. Além disso, os detritos gerados pelo desgaste podem intensificar o processo em sistemas de lubrificação a óleo e hidrotransporte, ocasionando falhas adicionais (6). Entre os efeitos secundários, destacam-se problemas de vibração, desalinhamento, além da geração e propagação de trincas, que, em casos mais graves, podem levar à fratura do componente (7).

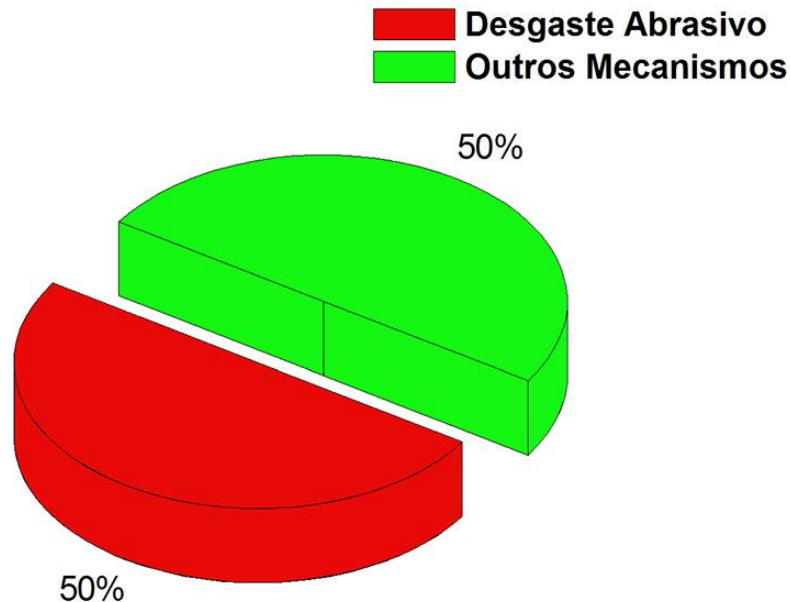
O desgaste, embora inevitável, pode ser controlado e minimizado por meio de técnicas de tratamento e recobrimento superficial adequadas. Importante ressaltar que o desgaste não é uma propriedade intrínseca de um material, mas depende do sistema em que ocorre. Assim, a escolha da técnica para mitigar o desgaste deve considerar o mecanismo predominante envolvido no processo, uma vez que cada mecanismo demanda abordagens específicas para otimizar a resistência e a durabilidade do material (8).

Na literatura, os mecanismos de desgaste são classificados de diferentes formas, dependendo do contexto e do critério adotado. No entanto, uma das classificações mais amplamente aceitas é a proposta pela norma DIN 50320, que categoriza o desgaste em quatro principais mecanismos: adesão, abrasão, desgaste por fadiga e desgaste triboquímico (7). Cada um desses mecanismos tem características próprias e ocorre sob condições específicas, influenciadas por fatores como carga aplicada, modo de contato, tipo de material e ambiente tribológico.

Entre esses mecanismos, o desgaste abrasivo se destaca como o mais crítico, sendo a principal causa de falhas e danos em componentes industriais. Esse tipo de desgaste ocorre quando partículas duras ou superfícies ásperas entram em contato com um material, promovendo sua remoção progressiva. Além disso, a abrasão é especialmente preocupante devido às elevadas taxas de perda de material que pode gerar em comparação com os outros mecanismos, resultando em comprometimento da integridade estrutural dos componentes e na redução de sua vida útil. Esse fator

torna o desgaste abrasivo um dos desafios mais relevantes na engenharia de materiais e na manutenção industrial, exigindo estratégias eficazes de mitigação para minimizar seus impactos (6,7).

Figura 1 - Proporção dos danos e falhas em função dos mecanismos de desgaste.



Fonte: adaptado de Mellor (2006) (6).

3.1.1 Desgaste Abrasivo

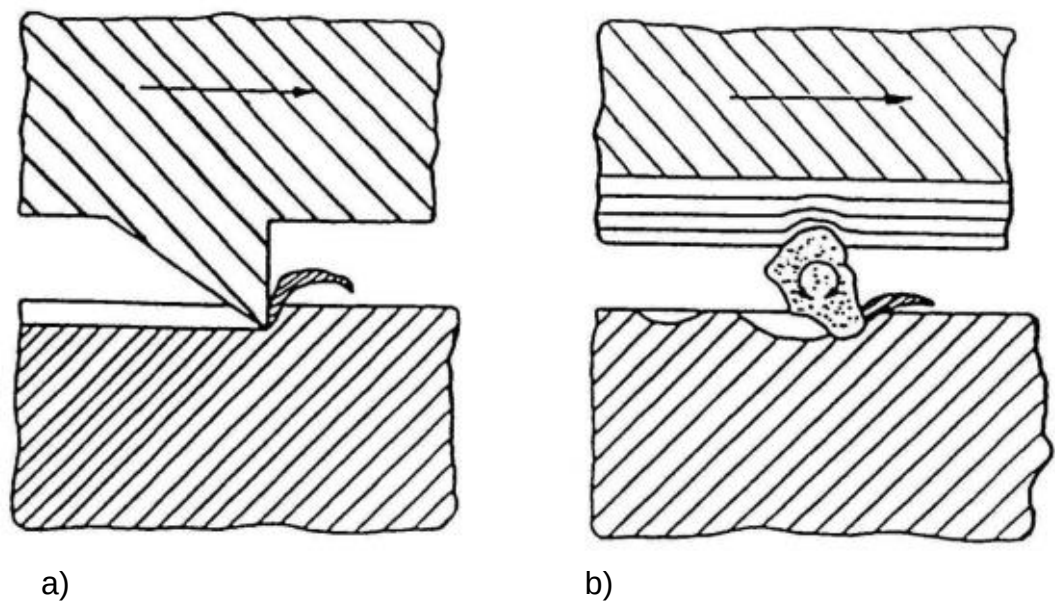
O desgaste abrasivo é um dos mecanismos mais comuns e severos de degradação de materiais em aplicações industriais, sendo caracterizado pela remoção progressiva de material devido à ação de partículas duras ou superfícies ásperas em contato com uma peça. De acordo com a norma ASTM G40, esse tipo de desgaste ocorre quando um material sofre corte, deformação plástica ou fratura sob a ação de abrasivos (5,9).

O desgaste abrasivo é o mecanismo de desgaste mais comum e se caracteriza pela remoção progressiva de material devido ao processo de riscamento (6,7). Seu impacto econômico é expressivo, especialmente em setores como siderurgia, mineração e agricultura, onde a manipulação intensa de partículas, sejam minerais, matérias-primas ou impurezas que acelera o processo de degradação dos componentes. Nessas indústrias, a exposição constante a materiais abrasivos resulta

em altos índices de desgaste, exigindo a implementação de estratégias eficazes para reduzir os custos operacionais e prolongar a vida útil dos equipamentos (10).

O desgaste abrasivo pode ser classificado com base no tipo de contato entre as superfícies e no ambiente em que ocorre. De acordo com a literatura, os dois principais tipos são o desgaste por dois corpos e o desgaste por três corpos, conforme ilustrado na Figura 2. No desgaste por dois corpos, as partículas abrasivas deslizam diretamente sobre a superfície do material, promovendo sua remoção progressiva com pouca ou nenhuma fragmentação das partículas. Esse tipo de desgaste é comumente observado em equipamentos de manuseio de minérios, correias transportadoras e ferramentas de corte, onde o contato direto entre o abrasivo e o material resulta em sulcos e desgaste superficial acentuado.

Figura 2– a) desgaste de dois corpos b) desgaste de três corpos.



Fonte: Valeriano (2017) (11)

Por outro lado, o desgaste por três corpos ocorre quando as partículas abrasivas ficam aprisionadas entre duas superfícies móveis, atuando como intermediárias no atrito entre elas. Esse mecanismo é frequentemente encontrado em sistemas onde há presença de contaminantes sólidos, como em mancais lubrificados por óleos contaminados com partículas metálicas ou em processos envolvendo areia e poeira suspensas. Devido à movimentação livre dos abrasivos entre as superfícies, o desgaste pode se tornar ainda mais severo, levando à erosão acelerada dos

componentes (11). Essa distinção é fundamental para a escolha de estratégias eficazes de mitigação do desgaste, como a aplicação de revestimentos resistentes e a otimização dos materiais empregados nos sistemas sujeitos a essas condições.

Esses dois tipos de desgaste compartilham características semelhantes, e o desgaste abrasivo por dois corpos pode, eventualmente, evoluir para uma combinação dos dois mecanismos. Isso ocorre quando os fragmentos gerados no processo se acumulam e ficam aprisionados entre as superfícies em contato, transformando-se em agentes intermediários do desgaste.

De maneira geral, no desgaste por dois corpos, as partículas abrasivas são mais rígidas e permanecem fixas, promovendo um efeito de riscamento direto sobre a superfície do material. Já no desgaste por três corpos, essas partículas possuem maior liberdade de movimento, podendo rolar e deslizar entre as superfícies, o que pode resultar tanto em um desgaste mais distribuído quanto em uma degradação acelerada, dependendo das condições do sistema (11).

O desgaste abrasivo ainda pode ser classificado em três categorias principais, conforme apresentado a seguir (12):

- Abrasão de baixa tensão (lixamento): ocorre quando a superfície é desgastada de forma gradual pela ação de pequenas partículas abrasivas, geralmente de formato arredondado, o que gera um aspecto polido ou raiado. Esse processo resulta em um microsulcamento, com desgaste superficial relativamente leve.
- Abrasão de alta tensão: caracteriza-se pelo desgaste causado pela presença de partículas abrasivas que se deslocam entre duas superfícies sob forças de compressão. Essas forças promovem a fragmentação das partículas abrasivas, que, ao atuarem sobre a superfície, provocam sulcamentos, riscamentos e indentações, contribuindo para um desgaste mais severo.
- Goivagem (*gouging*): é definida pela ação de impacto de partículas abrasivas de aspecto grosseiro sobre a superfície, resultando em deformação plástica ou remoção de material. Esse tipo de abrasão pode levar a deformações macroscópicas ou, em casos extremos, à fratura frágil do material submetido ao desgaste.

3.2 DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTO DURO RESISTENTE AO DESGASTE ABRASIVO

O desenvolvimento de materiais com alta resistência ao desgaste tem se tornado um campo de extrema importância na engenharia de superfícies, especialmente em setores industriais que operam sob condições severas de abrasão, erosão e corrosão. Equipamentos utilizados em mineração, siderurgia, indústria petrolífera e agricultura, por exemplo, estão constantemente expostos a ambientes agressivos, nos quais o desgaste acelerado pode comprometer sua eficiência e vida útil, resultando em altos custos de manutenção e substituição de componentes (13,14).

Dentro desse contexto, uma das soluções mais eficazes para mitigar o desgaste abrasivo é a aplicação de revestimentos duros (hardfacing). Esse processo consiste na deposição de materiais de elevada dureza sobre a superfície do metal base, utilizando diferentes técnicas de soldagem, como arco elétrico, laser ou plasma. Os revestimentos duros criam uma camada protetora altamente resistente, aumentando significativamente a durabilidade dos componentes e reduzindo a necessidade de reparos. Além disso, a escolha criteriosa dos materiais depositados permite não apenas melhorar a resistência ao desgaste, mas também otimizar propriedades mecânicas e tribológicas, tornando essa tecnologia uma alternativa essencial para setores que buscam maximizar a eficiência operacional e minimizar os impactos econômicos e ambientais decorrentes da degradação de materiais (15).

Esse método de deposição é amplamente reconhecido por sua versatilidade, oferecendo uma solução eficaz para aumentar significativamente a vida útil de estruturas e componentes. Além disso, pode reduzir os custos em até 80% quando comparado ao uso de ligas metálicas convencionais (15,16). Outro benefício relevante é a diminuição do tempo de inatividade dos equipamentos, uma vez que minimiza a necessidade de manutenções corretivas, garantindo maior eficiência operacional e redução de perdas produtivas.

Pode ser aplicado por meio de processos de soldagem, nos quais a camada de solda depositada tem como principal objetivo conferir maior resistência ao desgaste da superfície de um metal de base (MB) de menor dureza. Esse procedimento visa aprimorar a resistência da superfície a diversos mecanismos de deterioração, como abrasão, impacto, erosão, cavitação ou outras formas de degradação por atrito. O

revestimento duro pode consistir na deposição de uma ou mais camadas de metal, sendo que alguns tipos são projetados para serem aplicados em uma única camada, enquanto outros exigem a deposição de múltiplas camadas para garantir a proteção desejada (17).

Diversas técnicas de soldagem a arco elétrico podem ser empregadas na deposição de revestimentos duros, cada uma com características específicas que atendem a diferentes necessidades e tipos de aplicação. O processo de soldagem com eletrodo revestido (SMAW) é amplamente utilizado devido à sua simplicidade e versatilidade, sendo adequado para condições de campo e materiais de diferentes espessuras, mas com limitações quanto à precisão na deposição. O processo de soldagem por arame tubular (FCAW) destaca-se pela alta taxa de deposição e resistência, sendo frequentemente aplicado em materiais espessos, embora gere maior quantidade de fumos e exija controle rigoroso do ambiente. O processo MIG/MAG (GMAW), conhecido pela alta produtividade e facilidade de automação, é eficaz na deposição de camadas finas e com boa aparência estética, mas pode apresentar menor controle sobre a composição do revestimento. O processo TIG (GTAW), por sua vez, é particularmente adequado para a deposição de revestimentos duros devido ao seu elevado controle sobre o arco elétrico e a temperatura de fusão, o que resulta em um cordão de solda de alta qualidade. Sua precisão permite a deposição de revestimentos com excelente acabamento superficial e propriedades mecânicas superiores, sendo especialmente indicado para metais mais finos ou sensíveis ao calor, onde é essencial manter o controle sobre a formação do revestimento e as características do material (15,18,19,20,21).

A composição química dos metais de adição utilizados na deposição de revestimentos duros é um fator determinante para a resistência ao desgaste, pois influencia diretamente a microestrutura e as propriedades mecânicas do material depositado. Entre os principais elementos utilizados, destacam-se o carbono (C), o cromo (Cr), o tungstênio (W), o nióbio (Nb), o molibdênio (Mo), o vanádio (V), o boro (B) e o titânio (Ti), cada um desempenhando um papel específico na formação de fases duras e na melhoria da resistência ao desgaste abrasivo, erosivo e por impacto (3,6).

O carbono (C) é um dos elementos mais importantes na composição dos metais de adição para revestimentos duros, pois atua na formação de carbonetos, que conferem elevada dureza e resistência ao desgaste. Sua interação com elementos

como cromo, tungstênio, nióbio e vanádio resulta na precipitação de carbonetos complexos, tornando o revestimento mais resistente à abrasão severa. No entanto, teores excessivos de carbono podem aumentar a fragilidade do material e comprometer sua tenacidade.

O cromo (Cr) é amplamente utilizado na formulação de ligas para revestimentos duros devido à sua capacidade de formar carbonetos de cromo (Cr_7C_3 e Cr_3C_2), que conferem alta dureza e resistência ao desgaste. Além disso, o cromo melhora a resistência à corrosão, tornando os revestimentos mais duráveis em ambientes agressivos. Ligas com alto teor de cromo são comumente empregadas em aplicações que exigem resistência simultânea ao desgaste e à corrosão (3,22).

O nióbio (Nb) e o vanádio (V) são elementos que promovem a formação de carbonetos complexos (NbC e VC), que aumentam a resistência ao desgaste, especialmente em aplicações de alto impacto e abrasão severa. O nióbio, além de reforçar a matriz do revestimento, melhora a estabilidade térmica da liga, enquanto o vanádio contribui para o refinamento da microestrutura, aumentando a resistência mecânica (23,24,25).

O boro (B) e o titânio (Ti) também são utilizados em ligas para revestimentos duros, sendo o boro responsável pela formação de boretos extremamente duros, como Fe_2B e CrB , que melhoram a resistência ao desgaste abrasivo. O titânio, por sua vez, forma carbonetos de titânio (TiC), que possuem alta dureza e estabilidade térmica, tornando o revestimento mais resistente ao desgaste em condições de alta temperatura (26,27).

A escolha da composição química do metal de adição deve considerar a aplicação específica do revestimento, equilibrando dureza e tenacidade para garantir um desempenho otimizado contra os diferentes mecanismos de desgaste.

3.2.1 Influência do Silício (Si) e do Manganês (Mn) na composição química do revestimento duro

O silício (Si) é um elemento frequentemente adicionado a consumíveis de soldagem para revestimentos duros, desempenhando múltiplas funções na composição da liga. Seu principal efeito está relacionado à desoxidação, pois ele atua como um agente redutor, removendo oxigênio da poça de fusão e minimizando a

formação de óxidos indesejados, o que melhora a qualidade da solda e reduz a presença de inclusões.

Além da desoxidação, o silício influencia a fluidez do metal fundido, facilitando a deposição e promovendo um melhor espalhamento da poça de fusão. Isso resulta em cordões de solda mais homogêneos e com menor incidência de defeitos, como porosidade e irregularidades superficiais.

No que se refere à microestrutura do revestimento, o silício pode contribuir para a formação de carbonetos e influenciar a solidificação da liga. Em alguns sistemas, ele modifica a morfologia dos carbonetos primários e da matriz metálica, promovendo um refinamento estrutural que pode melhorar a resistência ao desgaste. No entanto, teores excessivos de silício podem levar à fragilização do revestimento, tornando-o mais suscetível à formação de trincas devido ao aumento da dureza e da sensibilidade à fissuração a quente.

Em ligas ricas em ferro, cromo e carbono, o silício também pode afetar a formação de carbonetos de cromo e outras fases duras, influenciando a dureza e a resistência ao desgaste do revestimento. Dessa forma, sua adição deve ser cuidadosamente balanceada para otimizar as propriedades mecânicas e metalúrgicas do material depositado (28,29,30).

O manganês (Mn) é um elemento amplamente utilizado em consumíveis de soldagem para revestimentos duros devido ao seu efeito na desoxidação, na resistência mecânica e na tenacidade do material depositado. Sua principal função é atuar como um agente desoxidante, ajudando a remover o oxigênio da poça de fusão e reduzindo a formação de óxidos indesejáveis, o que melhora a qualidade da solda e reduz defeitos, como inclusões não metálicas (30,31).

Além da desoxidação, o manganês tem um papel significativo na resistência ao impacto e na tenacidade do revestimento. Ele contribui para a formação de uma matriz metálica mais dúctil e resistente à fratura, especialmente quando combinado com altos teores de carbono. Isso é particularmente importante em revestimentos sujeitos a impactos repetitivos, pois evita a fragilização excessiva da microestrutura.

Outro efeito do manganês está relacionado à sua capacidade de modificar a formação de carbonetos. Em ligas de ferro e cromo, o Mn pode influenciar a distribuição e a morfologia dos carbonetos, ajudando a refinar a microestrutura e melhorando a resistência ao desgaste. No entanto, teores muito elevados de

mangânês podem reduzir a dureza do revestimento, tornando-o menos eficaz contra o desgaste abrasivo severo.

Em ligas com alto teor de manganês, como as ligas Fe-Mn-C, observa-se um efeito de endurecimento por deformação, conhecido como *work hardening*. Esse mecanismo é especialmente útil em aplicações onde o material sofre impactos e pressões constantes, pois permite que o revestimento endureça progressivamente durante o uso, aumentando sua vida útil.

3.3 NIÓBIO

O nióbio é um elemento químico de número atômico 41 e simbologia Nb, pertencente ao grupo dos metais de transição (1). Este elemento destaca-se por suas propriedades físicas e químicas únicas, que o tornam amplamente utilizado em diversas aplicações industriais e tecnológicas. Em sua forma pura, apresenta características como alta ductilidade, resistência a corrosão e ponto de fusão elevado (2468°C) (32). Por meio de processos metalúrgicos, o nióbio é incorporado a diversas ligas metálicas, aprimorando suas propriedades mecânicas e possibilitando sua utilização em setores como infraestrutura, energia e mobilidade.

A versatilidade do nióbio permite sua aplicação em diferentes segmentos industriais. Na indústria automotiva, por exemplo, sua incorporação em ligas metálicas confere maior resistência e leveza a veículos, resultando em maior eficiência energética e redução das emissões de gases poluentes. Além disso, sua presença em turbinas aeronáuticas e equipamentos espaciais contribui para o aumento da durabilidade e desempenho dessas estruturas (33).

No setor da construção civil, o nióbio é empregado na fabricação de estruturas metálicas, como pontes e viadutos, promovendo maior resistência e longevidade às edificações. Sua utilização possibilita construções mais modernas, seguras e sustentáveis, reduzindo o consumo de materiais e otimizando os processos de engenharia (33).

O desenvolvimento de tecnologias sustentáveis também se beneficia das propriedades do nióbio. As baterias de íons de lítio que incorporam esse metal apresentam vantagens como maior densidade energética, maior vida útil e carregamento ultrarrápido, tornando-se fundamentais para a eletrificação do setor de transportes e para o armazenamento eficiente de energia renovável.

Na área da saúde, o nióbio desempenha um papel relevante na produção de equipamentos médicos. Os supercondutores fabricados a partir desse metal são utilizados em aparelhos de ressonância magnética, garantindo imagens de alta resolução para diagnósticos precisos e não invasivos. Sua biocompatibilidade também permite sua aplicação na fabricação de dispositivos médicos, como marcapassos e próteses (33).

Dessa forma, o nióbio se apresenta como um elemento fundamental para a inovação tecnológica e o desenvolvimento sustentável, contribuindo significativamente para setores estratégicos e impulsionando soluções que aliam eficiência, durabilidade e responsabilidade ambiental.

3.4 CARBONETOS DE NIÓBIO

Os carbonetos de nióbio (NbC) constituem uma classe de compostos de grande interesse científico e tecnológico, devido às suas propriedades únicas. Esses materiais, formados pela combinação de átomos de nióbio e carbono em diferentes proporções e estruturas, exibem uma ampla gama de características, incluindo alta dureza, resistência ao desgaste, bem como excelente condutividade elétrica e térmica (4). Essa diversidade de propriedades torna os carbonetos de nióbio extremamente versáteis, com aplicações em diversos contextos industriais, desde materiais compósitos de segunda fase em metal duro, ferramentas de corte de alto desempenho até componentes eletrônicos avançados (34,35).

3.4.1 Propriedades dos Carbonetos de Nióbio

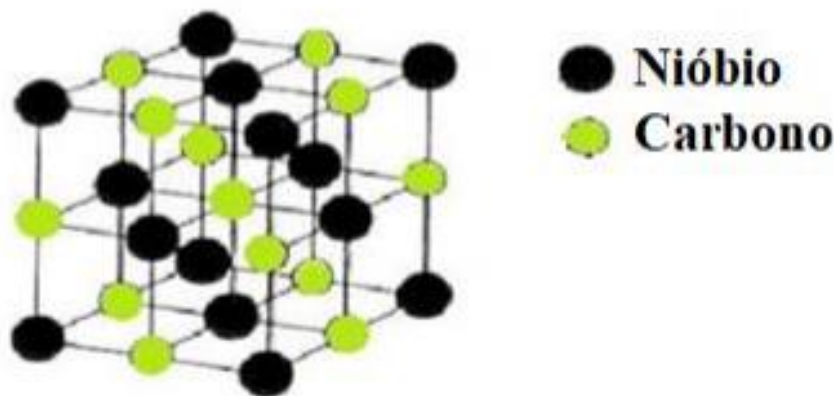
Os carbonetos de nióbio (NbC) são compostos cerâmicos reconhecidos por suas propriedades excepcionais, como elevada dureza, alto ponto de fusão e excelente estabilidade química. Essas características tornam o NbC um material promissor para aplicações em ferramentas de corte, revestimentos resistentes ao desgaste e componentes sujeitos a altas temperaturas (4).

A estequiometria do NbC é geralmente próxima de 1:1, indicando uma composição equimolar de nióbio e carbono. Contudo, variações na razão Nb:C podem ocorrer, influenciando diretamente as propriedades físicas e mecânicas do material. Estudos demonstram que desvios na estequiometria podem afetar a densificação e a

dureza do NbC sinterizado, ressaltando a importância do controle preciso da composição durante o processamento.

Em termos de estrutura cristalina, o NbC cristaliza em uma rede cúbica de face centrada (CFC), característica dos carbonetos de metais de transição, Figura 3. Essa configuração estrutural contribui para a alta dureza e resistência ao desgaste do material. Além disso, a presença de lacunas ou defeitos na rede cristalina pode influenciar propriedades como condutividade elétrica e térmica, bem como a resistência mecânica. A Figura 4 apresenta o diagrama de fases do NbC.

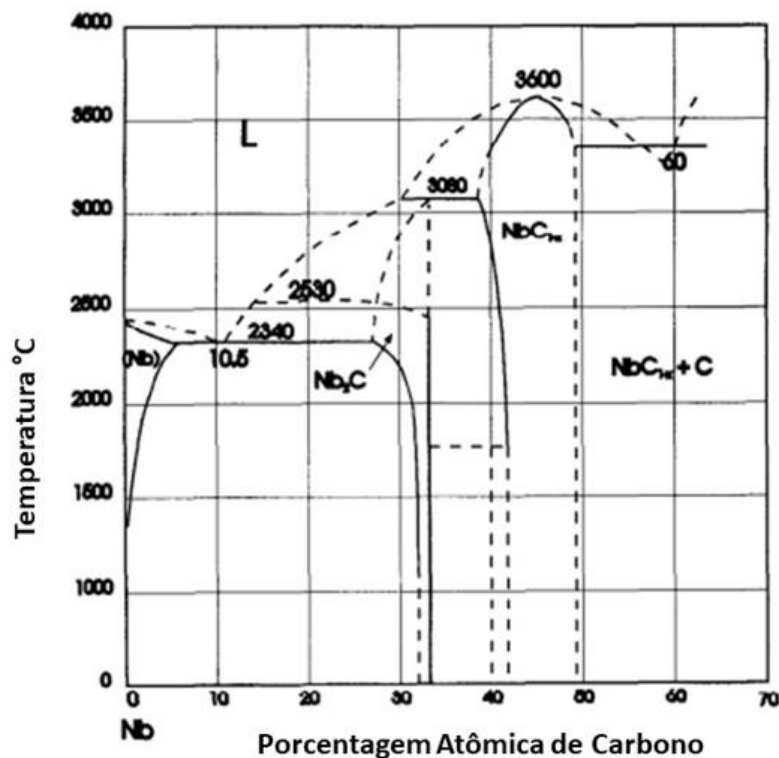
Figura 3 – Estrutura Cristalina do Carboneto de Níbio.



Fonte: Chibério (2021) (36)

Essas propriedades fazem do NbC um candidato ideal para aplicações em que o atrito e o desgaste são predominantes, como ferramentas de corte, matrizes de estampagem e revestimentos de superfícies submetidas a condições extremas. Além disso, o NbC apresenta uma capacidade de reforço de matriz em compostos metálicos, quando dispersos adequadamente, o que contribui para a melhoria das propriedades mecânicas e tribológicas dos materiais em que é incorporado (37).

Figura 4 – Diagrama de Fases C-Nb.



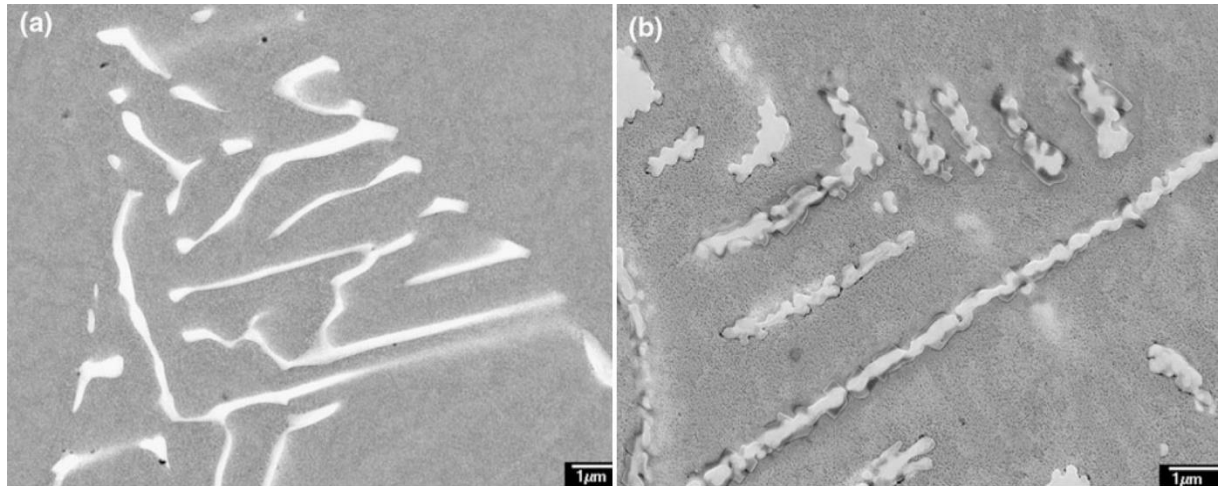
Fonte: Adaptada de Pierson (1996) (4)

Buhanan e Kral reportaram que o NbC pode nuclear em morfologias diferentes denominadas de lamelas, e sendo assumidas como lamelas I e lamelas II (38). Essas morfologias diferem principalmente em sua estrutura e no modo como interagem com a matriz metálica durante a solidificação, influenciando diretamente as propriedades finais do material. A primeira morfologia, conhecida como lamelas do Tipo I, caracteriza-se por apresentar amplas interfaces planas e uma forma lisa em formato de placa. Essa estrutura uniforme contribui para uma maior estabilidade durante a solidificação, permitindo um crescimento mais controlado dos carbonetos. A presença dessas superfícies relativamente homogêneas pode influenciar positivamente a resistência mecânica e a distribuição dos carbonetos na microestrutura da liga.

Por outro lado, as lamelas do Tipo II exibem interfaces onduladas e uma estrutura mais complexa, frequentemente apresentando uma forma reticulada. Essa morfologia está fortemente influenciada por variações locais na composição química da liga, especialmente pela presença de elementos como o molibdênio, que pode modificar as condições de crescimento e estabilidade dos carbonetos. A irregularidade

dessas lamelas pode impactar a distribuição dos carbonetos na matriz metálica, resultando em uma microestrutura mais heterogênea.

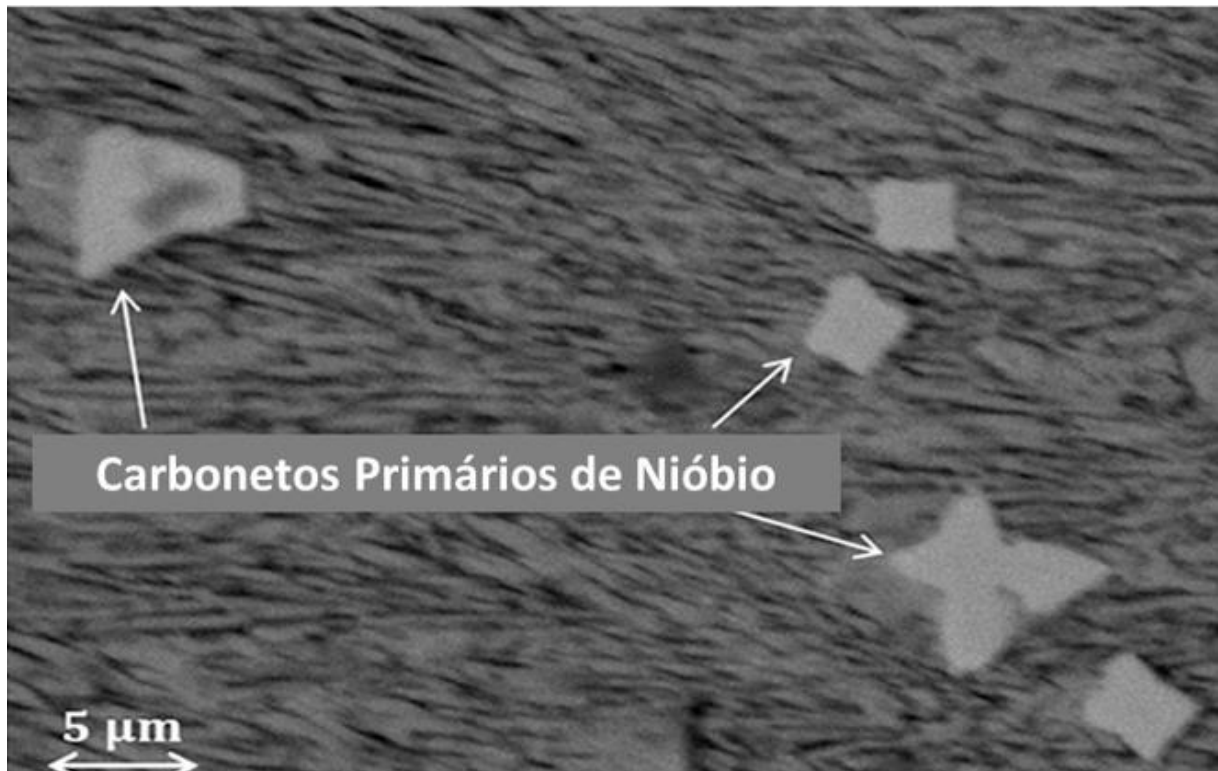
Figura 5 - Morfologia lamelar dos NbC. (a) Tipo I e (b) Tipo II.



Fonte: Buchanan e Kral (2012) (38).

No estudo conduzido por Chaidemenopoulos et al. (2019), no qual o nióbio foi incorporado como elemento de liga em sistemas do tipo Fe-Cr-C, foi observada a formação de carbonetos de nióbio primários (NbC) com morfologia facetada distribuídos ao longo da microestrutura, Figura 6 (25). Na condição em que o nióbio foi adicionado como elemento de liga nos revestimentos duros, a concentração inicial desse elemento foi de 7%. No entanto, após o processo de soldagem, houve uma diluição estimada em 10% na poça de fusão, resultando em uma redução do teor final de nióbio para aproximadamente 6,3%. Essa diminuição ocorre devido à mistura do metal de adição com o metal de base durante a deposição, um fator comum nos processos de soldagem, indicando que a morfologia facetada dos NbC primários pode estar diretamente relacionada aos baixos teores de nióbio na liga, uma vez que reduzindo o nióbio disponível durante os estágios de solidificação, cessa o crescimento dos NbC. Esse comportamento morfológico pode influenciar a distribuição e o desempenho dos carbonetos na matriz, impactando as propriedades mecânicas e tribológicas do revestimento.

Figura 6 - Partículas de NbC como morfologia facetada.



Fonte: Adaptada de Chaidemenopoulos (2019) (25).

3.5 SOLDAGEM GTAW

O processo GTAW é caracterizado pelo uso de um arco elétrico entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça a ser revestida, com proteção gasosa, geralmente argônio ou hélio, (Figura 7) para evitar a contaminação do material fundido pela atmosfera. No método GTAW, é possível escolher entre soldagem autógena (sem material adicional) ou com o uso de material de adição.

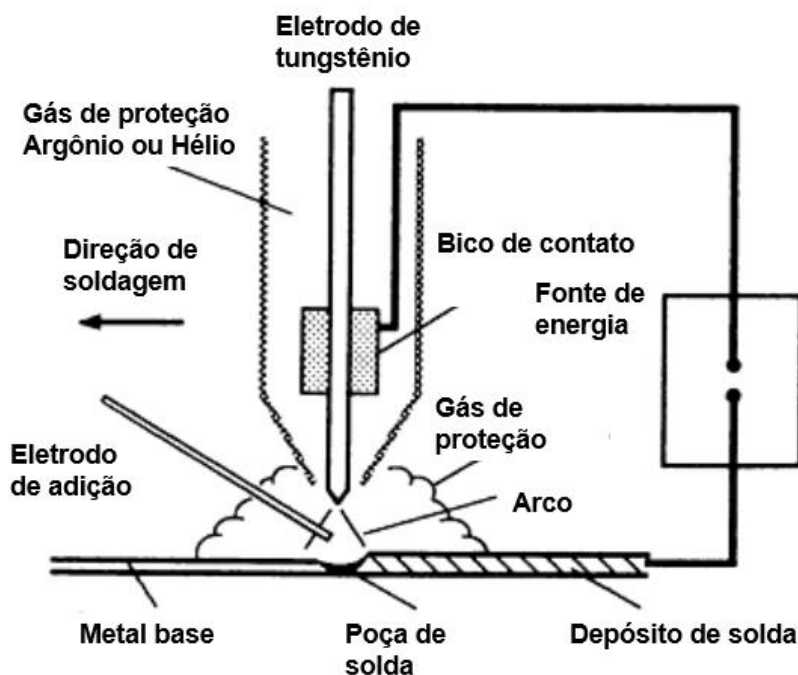
Seu notável desenvolvimento ocorreu devido à necessidade de obter métodos eficientes de soldagem para matérias difíceis, como alumínio e o magnésio, especialmente na indústria da aviação durante o início da Segunda Guerra Mundial. À medida que foi aperfeiçoado, esse processo se tornou uma opção de alta qualidade e com custos relativamente baixos.

Assim destaca-se como suas principais vantagens: o fato de ser um processo sem remoção de fluxo, com a ação do arco mais suave e silenciosa, resultando em menos respingos, é um processo que requer pouco pré-aquecimento, gerando menos acúmulo de calor e minimizando as distorções, entretanto como toda operação há

suas fragilidades dentre elas: requerer habilidade do soldador, por se tratar de um processo manual e a radiação ultravioleta que emite. Essa técnica permite a deposição controlada de diferentes materiais de revestimento sobre a superfície de substrato metálicos, produzindo camadas protetoras que aumentam a resistência ao desgaste, à corrosão e à fadiga.

No processo GTAW, as ligas mais utilizadas para a formação de revestimentos duros incluem ligas de cobalto, níquel e ferro, com a adição de elementos como cromo, molibdênio e tungstênio. Esses elementos são responsáveis por formar fases duras, como carbonetos de cromo (Cr_3C_2), que contribuem para a resistência ao desgaste abrasivo e erosivo.

Figura 7 – Esquema do processo de soldagem GTAW.



Fonte: Adaptada de Ken-Hicken (1993) (39)

3.6 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

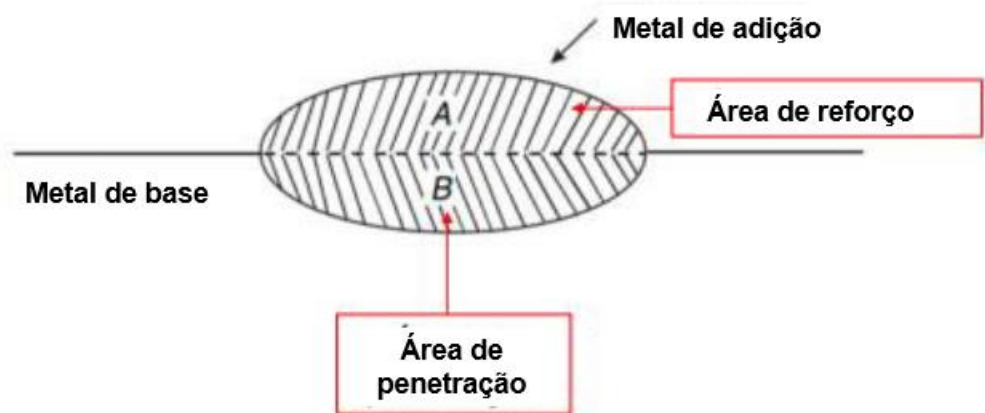
A qualidade e as propriedades dos revestimentos duros obtidos pela soldagem GTAW são diretamente influenciadas pelos parâmetros de soldagem, como a corrente, a voltagem, a velocidade de soldagem e o fluxo de gás de proteção. O

controle rigoroso desses parâmetros é essencial para evitar defeitos como porosidade, diluição excessiva ou microestruturas inadequadas que possam comprometer o desempenho do revestimento.

A Equação 1, assim como a Figura 8, representam a taxa de diluição que é definida como a quantidade de metal base fundido (B) que se mistura ao material de adição (A), se trata de um fator crítico no processo de revestimento duro. Diluições elevadas podem reduzir a quantidade de material endurecedor na camada de revestimento, diminuindo a sua eficácia. Estudos indicam que uma baixa taxa de diluição pode ser obtida ajustando a corrente de soldagem e o fluxo de calor, fatores que podem ser otimizados com a escolha adequada do eletrodo de tungstênio e do gás de proteção.

$$\delta = \left(\frac{B}{A+B} \right) \times 100 \quad (1)$$

Figura 8 – Taxa de diluição.



Fonte: Adaptado de MELLOR (2006) (6)

A energia de soldagem, E, expressa em kJ/mm, Equação 2, é determinada pelos seguintes parâmetros: corrente de soldagem, I (A), tensão de soldagem, V (V), velocidade de soldagem, v (mm/min), e o rendimento térmico (η), estabelecido conforme o processo de soldagem utilizado (40).

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

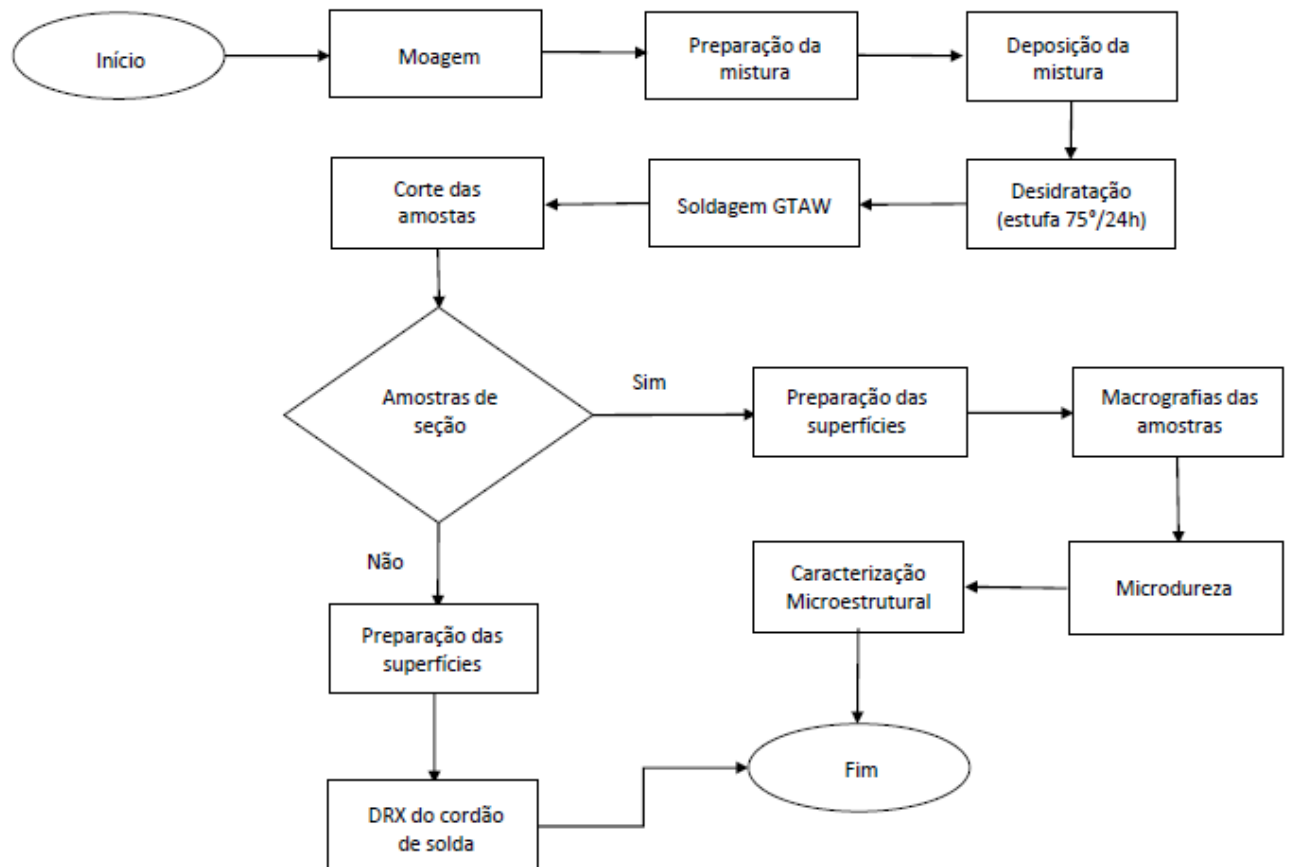
A corrente de soldagem (I) é um dos parâmetros mais relevantes no processo de soldagem, pois influencia diretamente a profundidade de penetração, a velocidade de soldagem, a taxa de deposição e conseqüentemente, a qualidade do cordão de solda. No contexto da soldagem de revestimentos resistentes ao desgaste, a escolha inadequada da corrente pode resultar em altas taxas de diluição, promovendo perdas nas propriedades do revestimento devido à maior fusão do substrato.

No processo de soldagem GTAW, três tipos de corrente podem ser empregados, cada um com características específicas: a primeira é a corrente contínua com eletrodo negativo (*direct current electrode negative* – DCEN) que resulta em soldas relativamente finas, com maior penetração no material de base; a corrente contínua com eletrodo positivo (*direct current electrode positive* – DCEP) que promove cordões de solda mais largos e com menor penetração, nesse caso, os eletrodos não consumíveis utilizados devem possuir maior diâmetro e ponto de fusão elevado, a fim de suportar as condições térmicas do processo. E a corrente alternada (*alternating current* – AC) que é amplamente utilizada na soldagem de ligas de alumínio, pois possibilita a remoção da camada de óxido superficial e melhora a estabilidade do arco elétrico.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização deste trabalho, tomou-se como referência o fluxograma apresentado na Figura 9 a seguir.

Figura 9 – Fluxograma da Metodologia.



Fonte: Próprio autor.

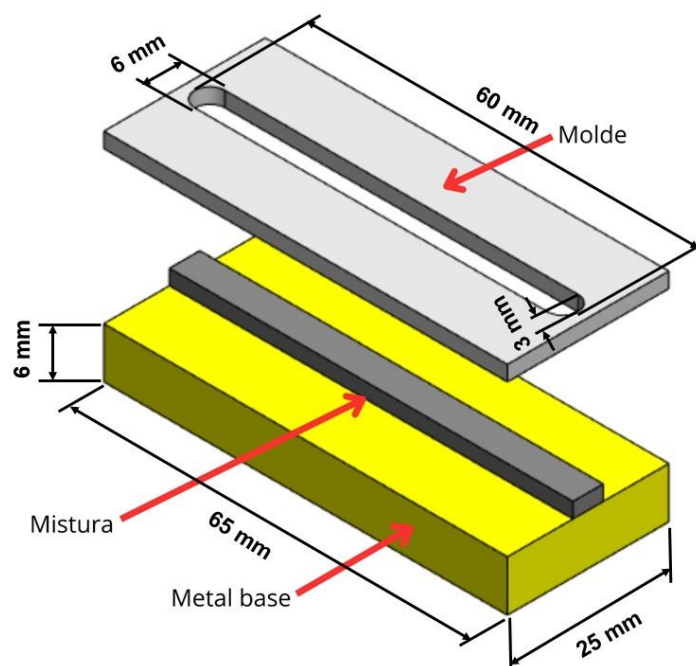
Neste estudo, foram utilizados pós metálicos obtidos a partir da moagem de cavacos provenientes da usinagem de ligas de nióbio fornecidas por uma empresa siderúrgica produtora de Nb. Os cavacos passaram por um processo de limpeza, que consistiu em banhos ultrassônicos, seguido pela moagem em moinhos de panelas até alcançarem uma granulometria de 40 mesh (0,42 mm). Já o carbono empregado na forma de grafite.

A determinação da composição química da mistura foi realizada através de cálculos estequiométricos, resultando na proporção de 10 gramas de cavacos de

nióbio para 1,5 gramas de grafite. Adicionalmente, foi incorporado 0,3 gramas de silicato de sódio em pó como agente vitrificante, com o intuito de melhorar a fixação na superfície (20). Também foi adicionado a mistura 18 gotas de água destilada com o auxílio de um conta-gotas. A segunda condição seguiu a mesma proporção química, porém com o acréscimo de 0,3 gramas de silício (Si) e 0,3 gramas de manganês (Mn) conforme utilizado nos eletrodos comerciais e o silicato de sódio na forma líquida.

Como material base, foram utilizadas chapas de aço ASTM A-36, com dimensões de 6 mm x 25 mm x 65 mm. As superfícies dos corpos de prova foram preparadas por esmerilhamento e, posteriormente, limpas com álcool etílico. A aplicação da mistura sobre o metal base foi realizada utilizando-se uma chapa como molde com 3 mm de espessura com um canal de 6 mm x 60 mm, conforme ilustrado na Figura 10. Após a remoção do molde, o conjunto foi colocado em uma estufa a 75°C por 24 horas antes da realização do processo de soldagem.

Figura 10 – Esquema de deposição da mistura no metal base.

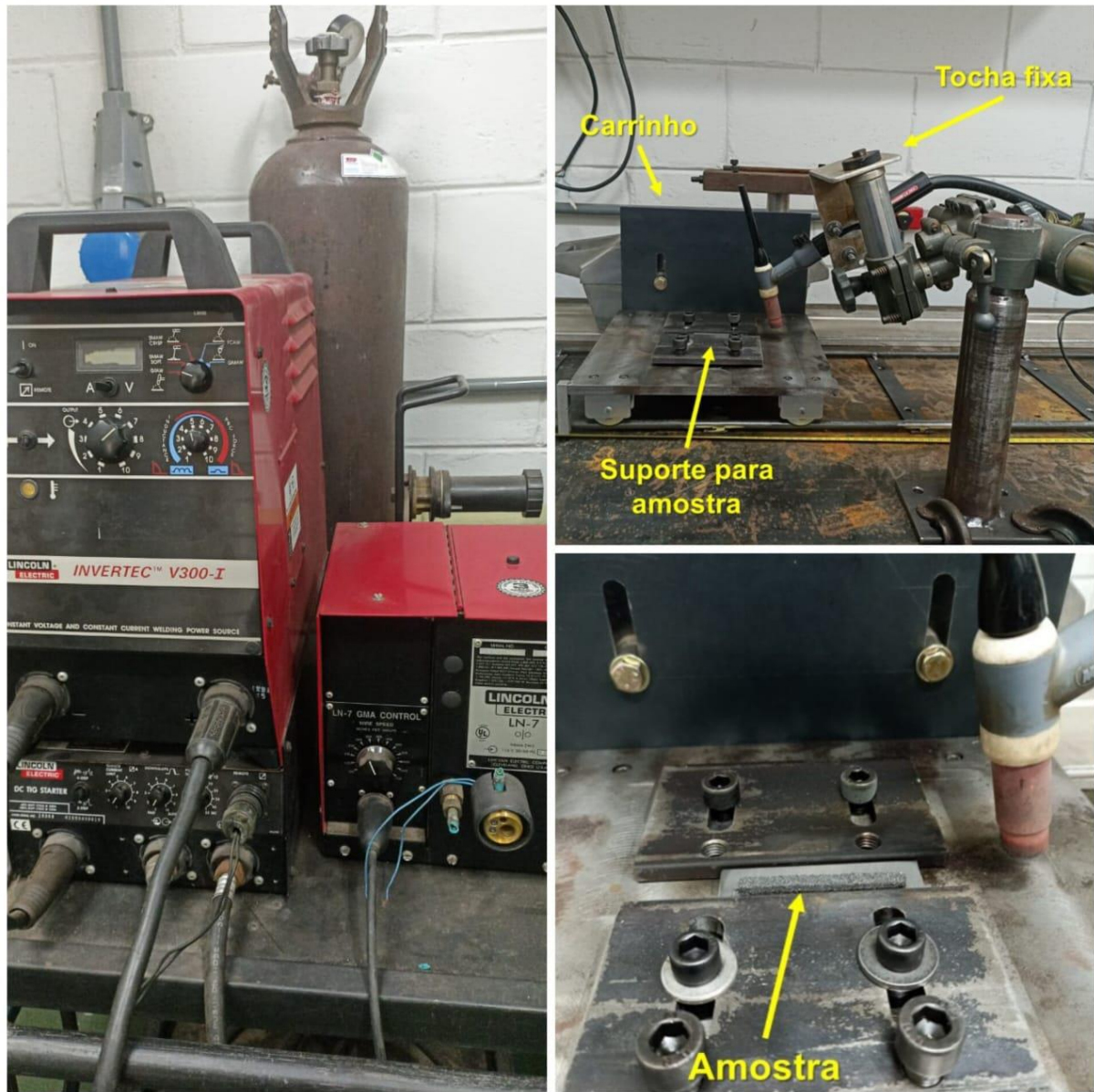


Fonte: Próprio autor.

A soldagem foi conduzida por meio do processo de soldagem a arco com tungstênio e proteção gasosa (*Gas Tungsten Arc Welding – GTAW*). O equipamento utilizado foi o modelo INVERTEC V300-I, fabricado pela Lincoln Electric, acoplado a

um trator automático portátil, Figura 11, que permitiu o deslocamento controlado da amostra durante o processo de soldagem. Os parâmetros utilizados na realização da soldagem estão detalhados na Tabela 1 a seguir.

Figura 11 – Equipamento de soldagem GTAW.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 1 – Parâmetros de soldagem.

Condições	Corrente (A)	Vel. Sold. (cm/min)	Energia de soldagem (kJ/mm)	Arc Gap (mm)	Vazão do gás Ar (l/min)	Tensão (V)
Nb+C	175-180	125	0,91	3	12 a 14	15
Nb+C+Si+Mn	175-180	115	0,96	3	12 a 14	15

Fonte: Próprio autor.

Diante dos resultados obtidos nos testes preliminares observou-se que a condição com adição de Si e Mn obteve um melhor resultado, sendo assim foi mantido esta condição com a utilização de diferentes condições de soldagem foram determinadas em função da energia de soldagem conforme a Equação (2), que por sua vez foi determinada com variações na velocidade de soldagem. Cada condição foi determinada em função da composição da mistura (Nb, C, Si, Mn) e diferentes velocidades de soldagem conforme apresentado na Tabela 2.

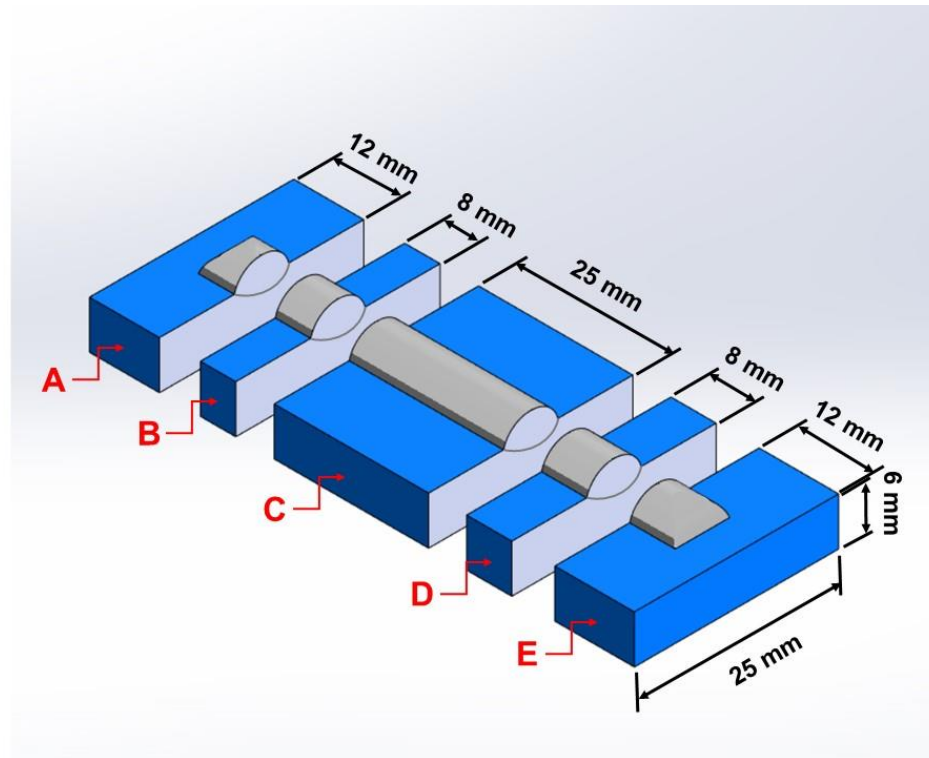
Tabela 2 – Parâmetros de soldagem para diferentes energia de soldagem.

Condições	Corrente (A)	Vel. Sold. (cm/min)	Energia de soldagem (kJ/mm)	Arc Gap (mm)	Vazão do gás Ar (l/min)	Tensão (V)
Nb+C+Si+Mn_H1	175 – 180	140	0,79	3	12 a 14	15
Nb+C+Si+Mn_H2	175 – 180	115	0,96	3	12 a 14	15
Nb+C+Si+Mn_H3	175 - 180	100	1,10	3	12 a 14	15

Fonte: Próprio autor.

As amostras foram cortadas com o auxílio de uma policorte da marca Fortel, modelo CFI – 40 mm, conforme ilustrado na Figura 12. As amostras das seções B e D foram destinadas aos ensaios de macrografia, microdureza e caracterização microestrutural. Após o embutimento em baquelite, as amostras foram preparadas utilizando técnicas metalográficas convencionais, que incluíram lixamento, polimento e ataque químico com solução de Nital 2%. A amostra da seção C foi submetida ao ensaio de difração de raio-X (DRX). As amostras A e E foram excluídas das análises.

Figura 12 – Representação do método de corte.

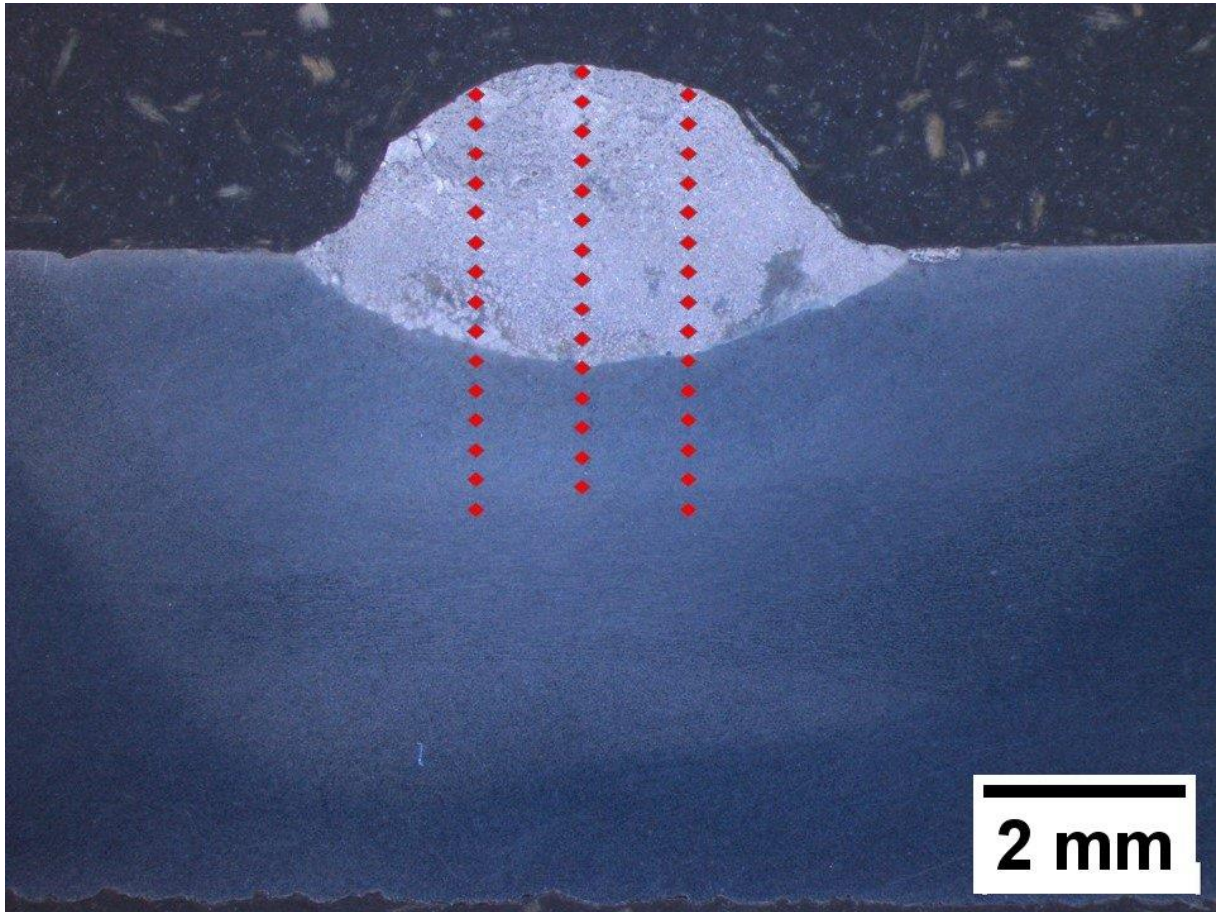


Fonte: Próprio autor.

Inicialmente, as amostras seccionadas foram submetidas a uma análise macrográfica utilizando o estereomicroscópio modelo DISCOVERY V.8, fabricado pela ZEISS. Esse procedimento permitiu a captura da imagem completa do cordão de solda, além de possibilitar o cálculo da taxa de diluição (δ), a qual quantifica a incorporação de metal de base ao metal de adição (22), conforme representado na Equação (1), citada no item 2.6.

Em seguida, foi realizado o ensaio de microdureza Vickers utilizando o microdurômetro da marca SHIMADZU, modelo HMV, aplicando uma carga de 0,3 kgf. O ensaio foi conduzido do topo da solda até atingir o metal base, sendo realizado uma série de três medições em cada amostra conforme Figura 13, para realizar o cálculo das medias para fins estatísticos.

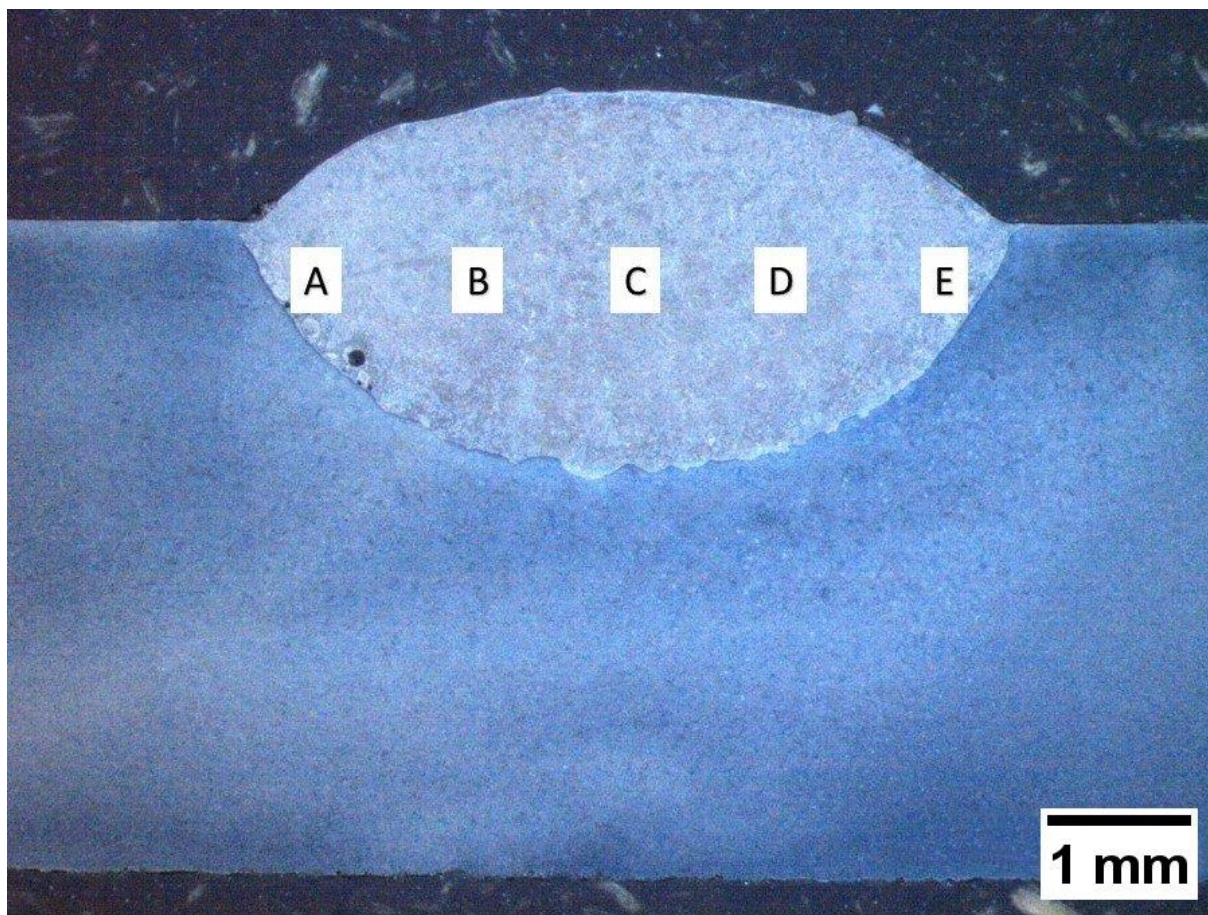
Figura 13 - Esquema das medições da microdureza ao longo do cordão.



Fonte: Próprio autor.

Posteriormente, a caracterização microestrutural foi realizada utilizando o microscópio óptico da marca KONTROL, modelo IM100, onde foram registradas diferentes áreas da amostra, conforme esquema apresentado na Figura 14.

Figura 14 – Regiões de imagens micrográficas nos cordões.



Fonte: Próprio autor.

A amostra de topo C foi retificada usando o modelo P25, da marca Mello e submetida ao ensaio de difração de raio-X utilizando o difratômetro modelo Rigaku Ultima IV, equipado com tubo de cobre ($\text{CuK}\alpha = 1.5406\text{\AA}$). A identificação das fases cristalográficas foi conduzida por meio da análise de fichas CIF (*Crystallographic Information File*), obtidas no banco de dados do *Inorganic Crystal Structure Database* (Banco de Dados de Estrutura de Cristais Inorgânicos) (ICSD) (41), com o auxílio do software Profex, utilizando-se o método de refinamento de Rietveld.

A caracterização microestrutural foi realizada por meio de imagens obtidas via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), complementada pelo mapeamento químico por Espectroscopia de Energia Dispersiva de Elétrons (EDS). A análise e extração de dados das imagens foram efetuadas utilizando o software *ImageJ*, onde foi viável realizar a medição do tamanho dos carbonetos de nióbio mediante do diâmetro do tamanho de partícula de NbC.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

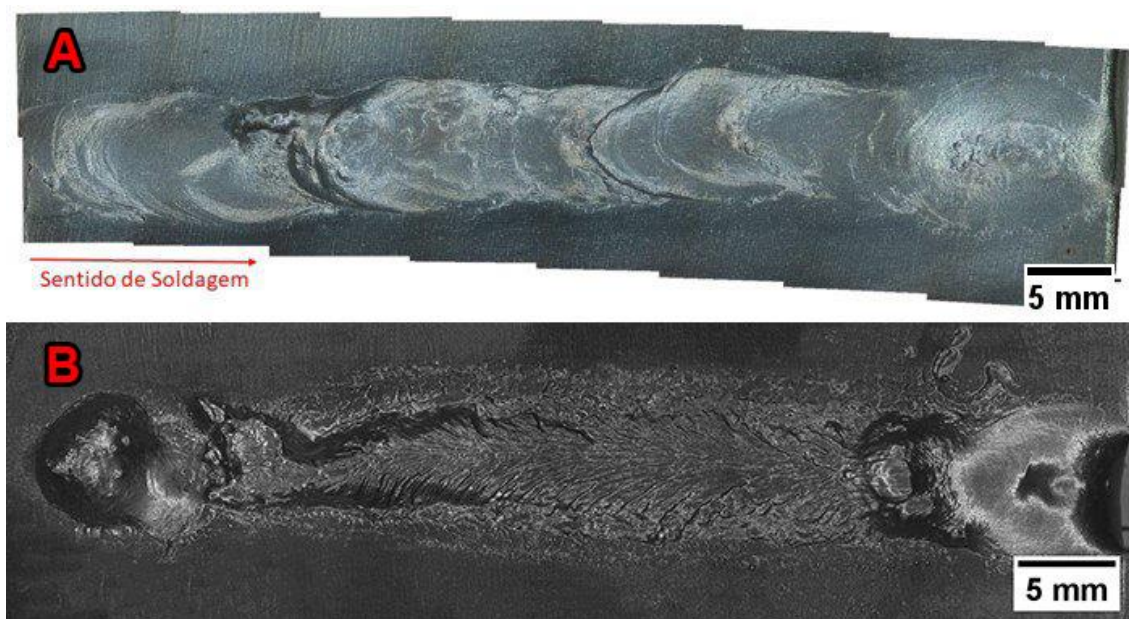
5.1 ANÁLISE MACROGRÁFICA

5.1.1 Cordões de Solda

A topografia da superfície dos cordões de solda pode fornecer informações valiosas. Neste estudo, foram comparadas inicialmente duas condições de solda depositadas pelo processo de soldagem GTAW, sendo a primeira composta por Nb+C e a segunda Nb+C com a adição de Si e Mn.

A Figura 15(a) ilustra a morfologia do cordão de solda e sugere uma interação limitada entre o Nb e a matriz metálica, o que pode indicar uma dissolução parcial do elemento na fase líquida durante a soldagem. Já a Figura 15(b) resultou em um revestimento com aparência distinta. Nota-se uma maior heterogeneidade superficial, possivelmente devido à maior reatividade dos elementos presentes. A presença de descontinuidades e regiões de fusão diferenciadas sugere que a interação entre esses elementos de liga e o substrato foi mais intensa do que na Figura 15(a), possivelmente promovendo uma distribuição mais efetiva dos carbonetos na microestrutura final.

Figura 15 – Topografia dos cordões de solda (a) Nb+C (b) Nb+C+Si+Mn



Fonte: Próprio autor.

A Figura 16 compara as características macroestruturais dos revestimentos com Nb+C e os revestimentos com Nb+C+Si+Mn. Nas imagens A e B, observa-se que os revestimentos apresentam uma fusão adequada ao substrato, contudo, são evidentes a segregação de carbonetos e a presença de defeitos metalúrgicos, como porosidade e trincas (imagem A). A segregação de carbonetos pode ser atribuída à baixa solubilidade do Nb no metal de solda, além disso, a presença de trincas sugere tensões residuais. A porosidade pode estar relacionada a liberação de gases durante a solidificação, além da possível presença de contaminações.

A imagem B, percebe-se uma região de fusão relativamente uniforme, porem com uma zona de transição entre o revestimento e o metal de base menos definida, o que pode indicar uma diluição variável dos elementos de liga. Essa característica pode afetar a formação de carbonetos e a consequente distribuição da dureza ao longo da camada depositada.

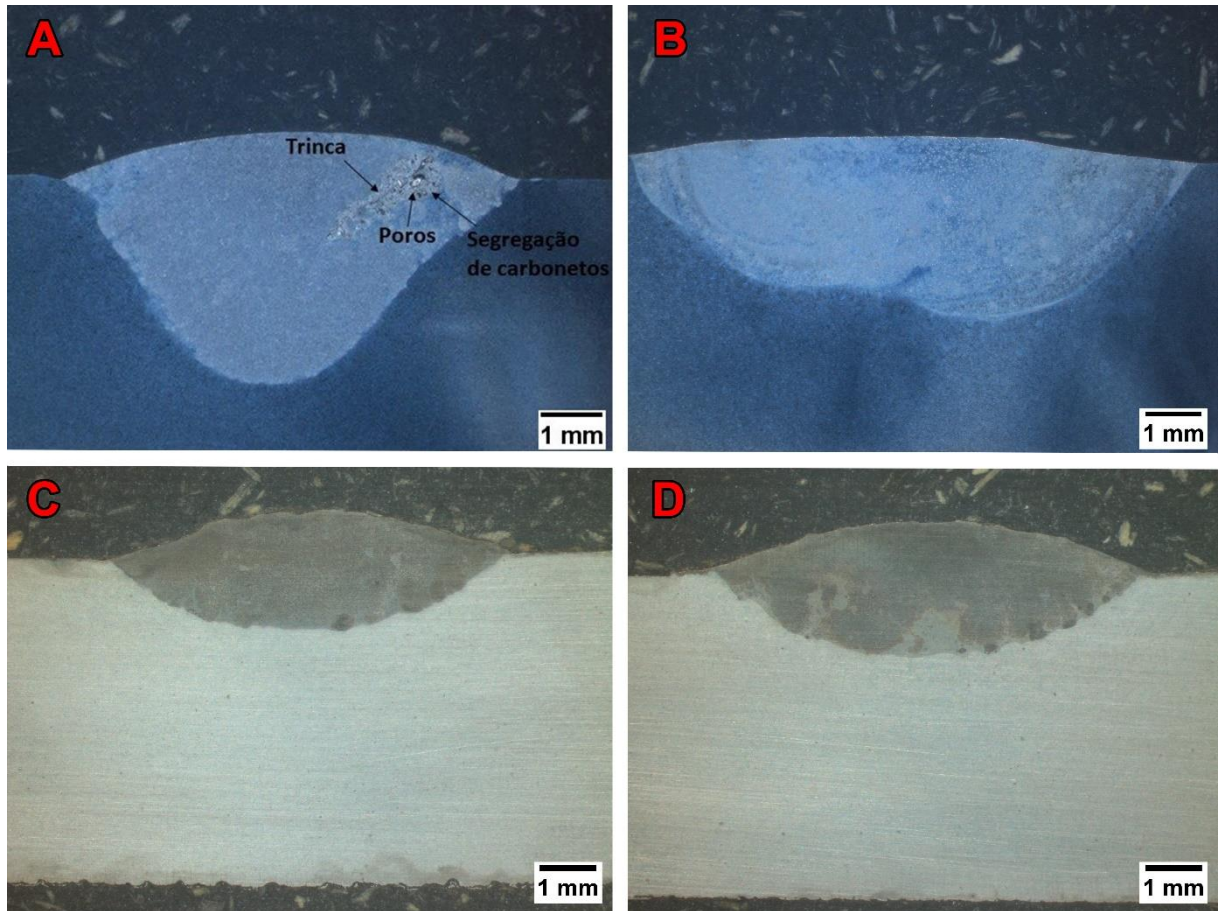
As imagens C e D, referentes ao revestimento contendo Nb+C+Si+Mn, apresentam uma morfologia mais homogênea e menor incidência de defeitos quando comparadas às imagens A e B. A adição de Si e Mn pode ter contribuído para a redução da porosidade e para a melhora na fluidez do banho de fusão, favorecendo uma melhor distribuição dos carbonetos.

A imagem C demonstra um revestimento com transição mais suave entre o metal de base e a camada depositada, indicando um melhor equilíbrio na diluição dos elementos de liga. Além disso, a menor incidência de trincas sugere que a adição de Mn pode ter auxiliado na redução de tensões térmicas, possivelmente devido ao seu efeito na estabilização da microestrutura.

Na imagem D, observa-se uma microestrutura com menor presença de regiões segregadas e uma distribuição mais uniforme dos constituintes do revestimento. Esse comportamento pode estar associado ao efeito do Si, promovendo uma nucleação mais uniforme dos carbonetos durante a solidificação.

A comparação entre os dois tipos de revestimento sugere que a adição de Si e Mn à composição Nb+C pode melhorar a qualidade metalúrgica, contribuindo para a redução de defeitos como trincas e porosidade, além de favorecer uma distribuição potencialmente mais homogênea dos carbonetos. Esse efeito pode se refletir em um desempenho tribológico superior, tornando o revestimento mais resistente.

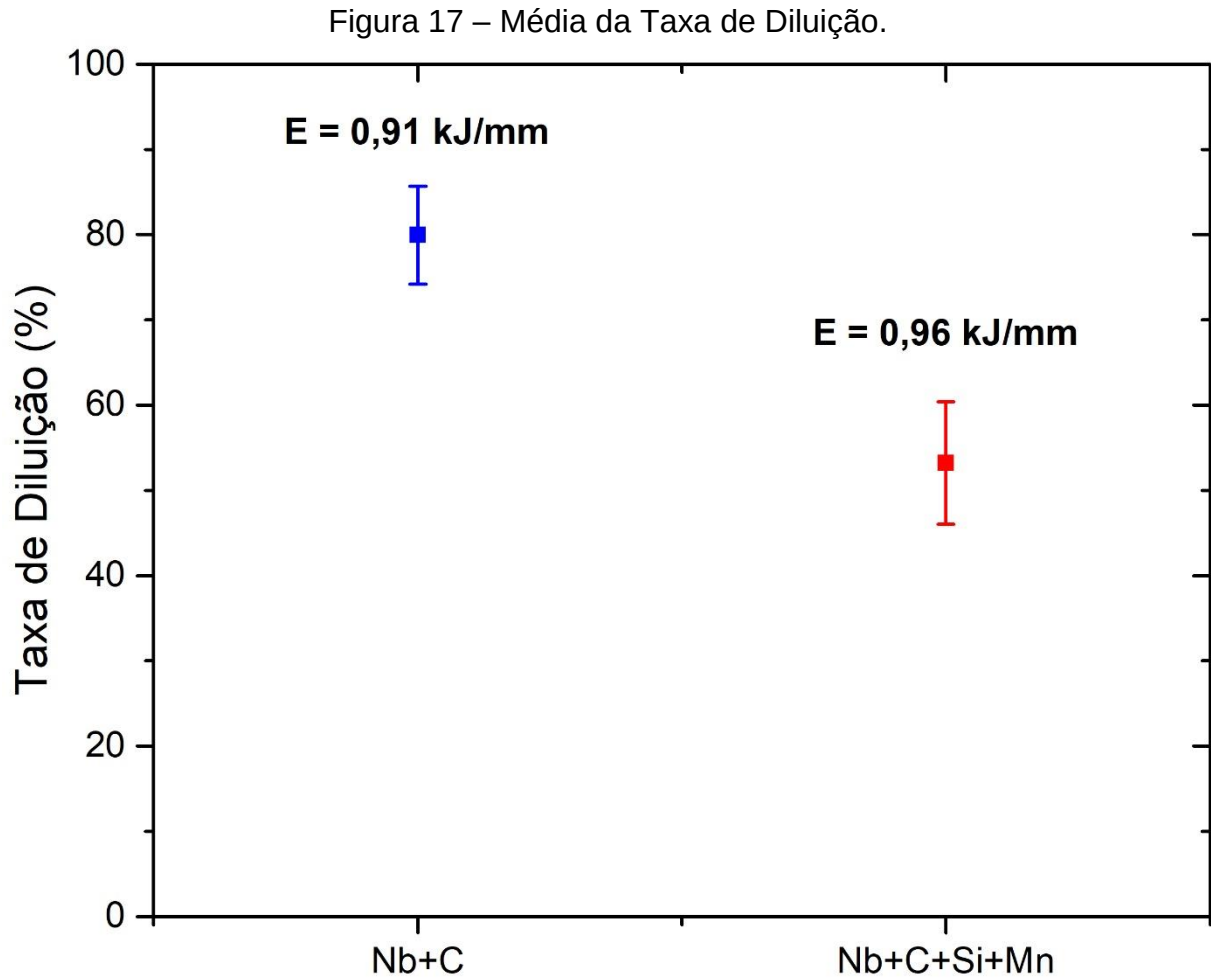
Figura 16 – Macrografias dos revestimentos (a e b) Nb+C (c e d) Nb+C+Si+Mn.



Fonte: Próprio autor.

5.1.2 Taxa de Diluição

A análise das taxas média de diluição dos revestimentos, Figura 17, revelou valores de $79,9 \pm 5,7\%$ para os revestimentos de Nb+C e $53,2 \pm 7,2\%$ para os revestimentos de Nb+C+Si+Mn, muito acima da faixa recomendada de 10% a 25% para revestimentos duros (42) e àqueles reportados em estudos que utilizaram o mesmo processo de soldagem GTAW, porém para outros tipos de carbonetos (18,43). Esse comportamento pode ser atribuído ao elevado aporte térmico aplicado durante o processo, bem como à realização de um único passe. Para reduzir esses efeitos, sugere-se a utilização de menores aportes térmicos e a realização de soldagens de múltiplos passes (sobrepostas). Ressalta-se, contudo, que o foco principal deste estudo foi avaliar a viabilidade do uso de cavacos de Nb na formação de carbonetos.



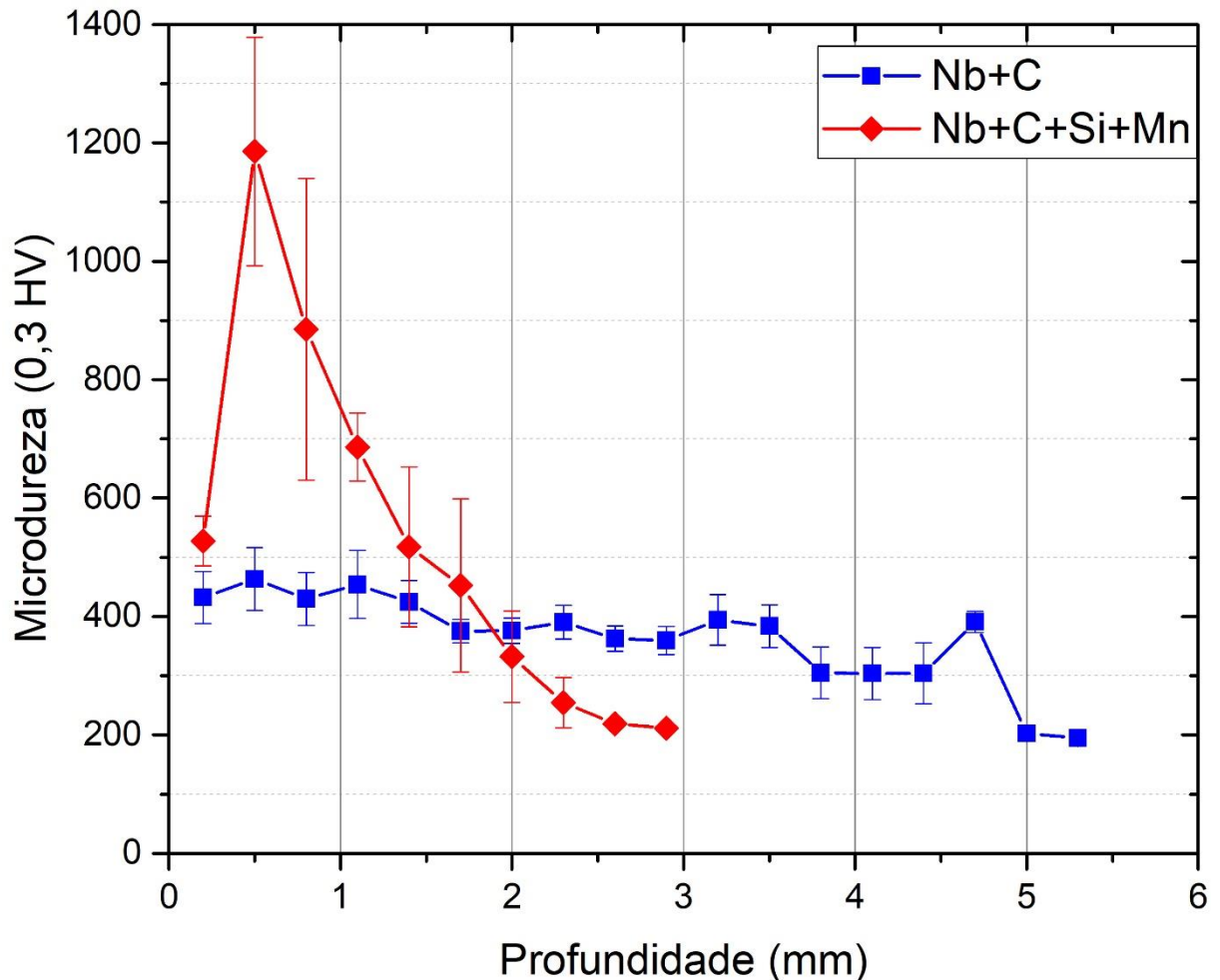
Fonte: Próprio autor.

5.2 MICRODUREZAS

A Figura 18 representa o gráfico referente a variação da microdureza em função da profundidade para as condições dos revestimentos com Nb+C e dos revestimentos com Nb+C+Si+Mn. Observa-se que o revestimento contendo Nb+C+Si+Mn apresenta valores iniciais de microdureza significativamente superiores, atingindo um pico em torno de 1200 HV a uma profundidade próxima de 0,3 mm, esse comportamento pode ser atribuído à formação e a distribuição de NbC. Entretanto, a dureza decresce rapidamente com a profundidade da solda, sugerindo uma menor estabilidade da microestrutura endurecida ao longo da seção transversal do revestimento.

Por outro lado, o revestimento produzido com cavacos de Nb apresenta uma microdureza inicial inferior, variando na faixa de 400 a 500 HV, e se mantém relativamente estável ao longo da profundidade sem um decréscimo abrupto.

Figura 18 – Gráfico de microdureza dos revestimentos.



Fonte: Próprio autor.

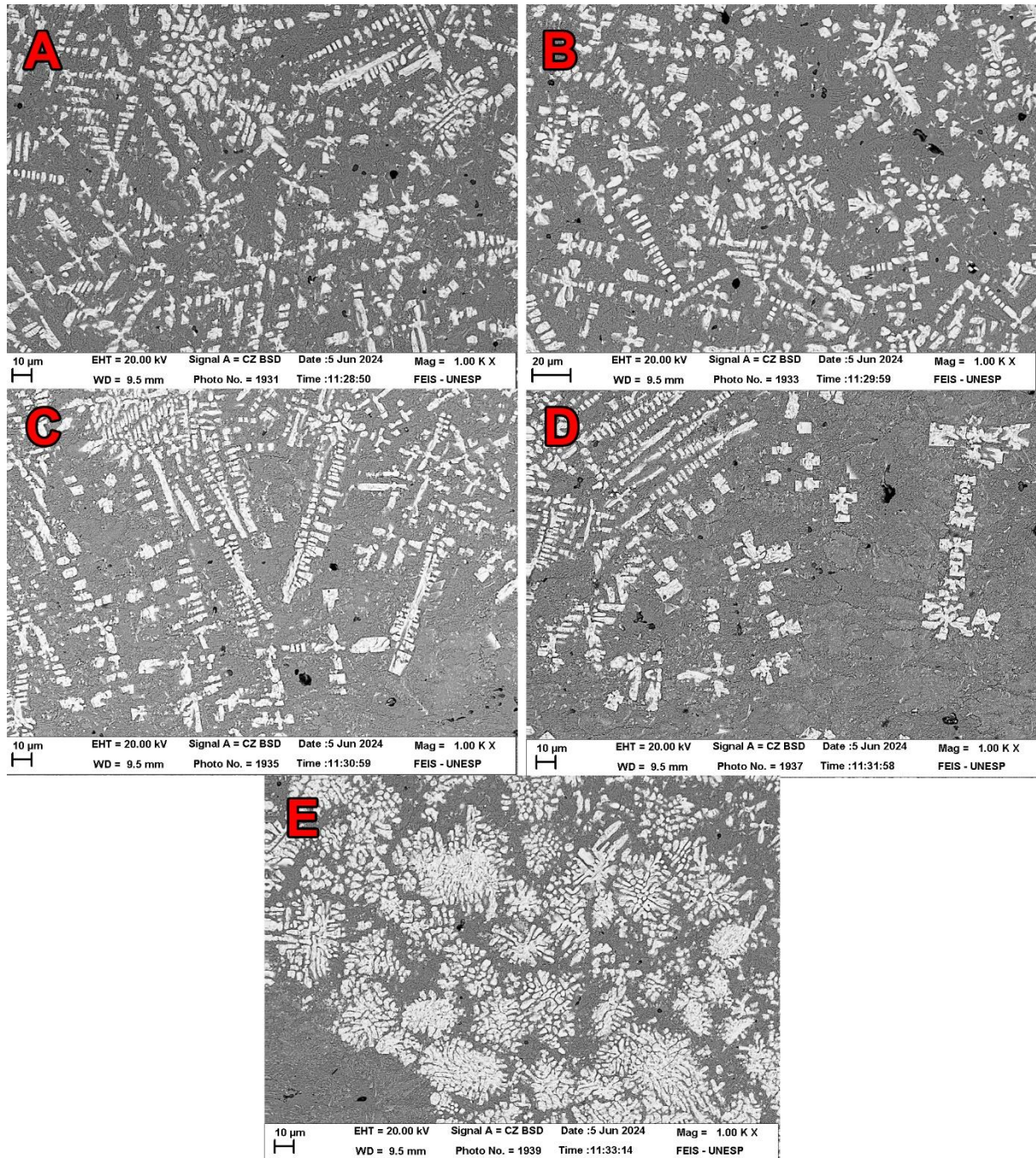
5.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A Figura 19 apresenta as micrografias obtidas por MEV do cordão de solda com revestimento de Nb+C, observa-se que a microestrutura dos revestimentos é composta por uma matriz metálica, na qual se distribuem precipitados, os quais podem ser atribuídos aos NbC. A morfologia e a distribuição desses carbonetos variam entre as diferentes imagens (A-E), sugerindo uma influência das condições nucleação dos carbonetos durante o processo de solidificação.

As micrografias A, B e C da Figura 19, verifica-se a formação de carbonetos com morfologia dendrítica alongada, indicando um crescimento direcional durante a solidificação, microestrutura esta semelhante a encontrada na literatura (44). Além disso, a distribuição relativamente homogênea dos carbonetos nessas imagens sugere que a dissolução dos cavacos de Nb ocorreu de forma adequada, permitindo a formação de NbC dispersos ao longo da matriz.

Por outro lado, nas imagens D e E, nota-se uma maior presença de carbonetos com morfologia equiaxial e aglomerada, o que pode estar relacionado a uma solidificação mais rápida.

Figura 19 – Microestruturas das soldas de Nb+C



Fonte: Próprio autor.

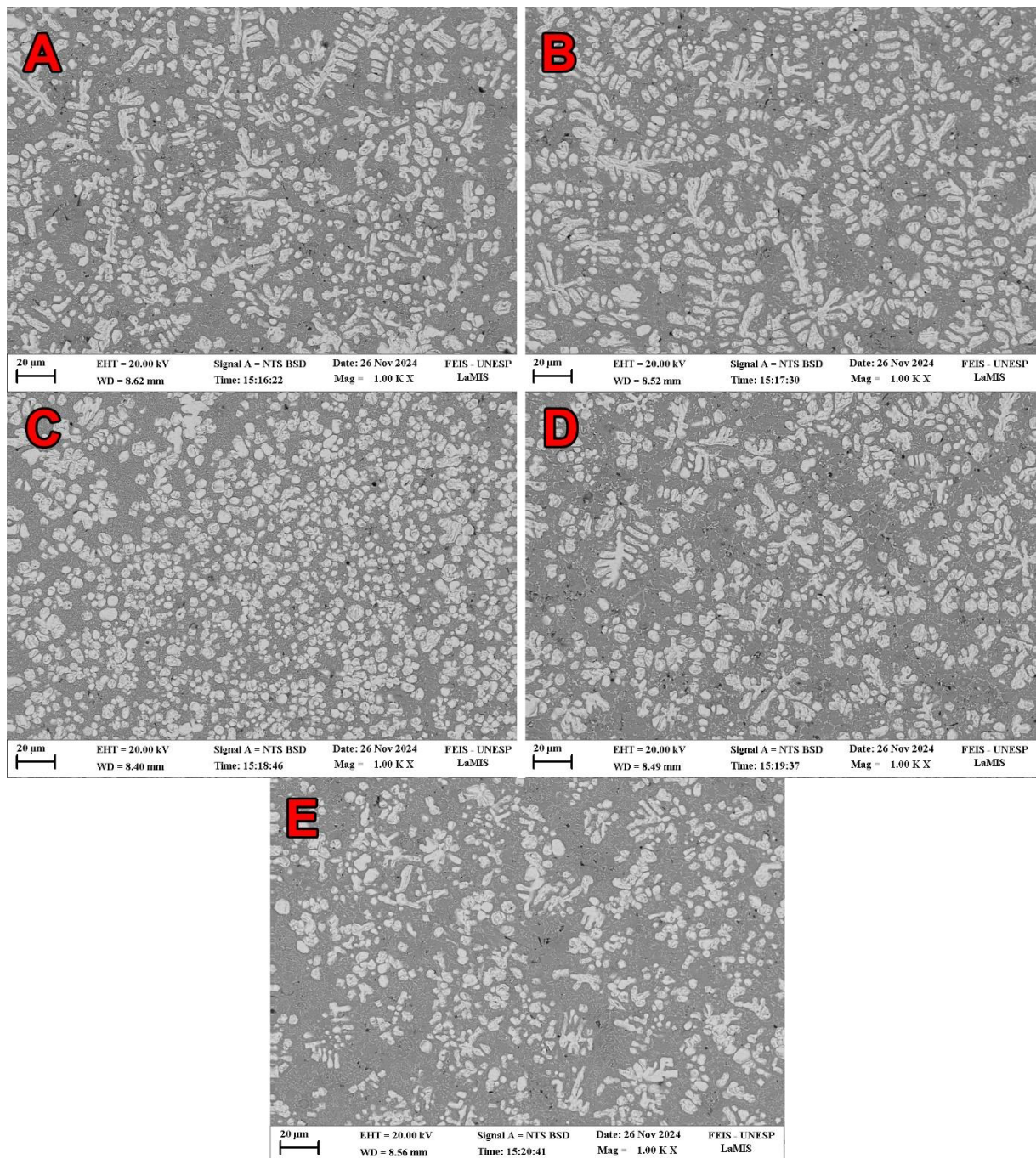
A Figura 20 representa as micrografias obtidas por MEV do revestimento de Nb+C com adição de Si e Mn. Ao analisar as micrografias A-E, observa-se que a morfologia e distribuição dos NbC apresentaram variações significativas, refletindo o impacto da adição de Si e Mn na nucleação e crescimento dos carbonetos. As

imagens A e B evidenciam uma microestrutura com carbonetos majoritariamente dendríticos, sugerindo um crescimento direcional durante a solidificação.

Nas micrografias C, D e E, verifica-se uma mudança na morfologia dos carbonetos, que passam a apresentar um formato mais refinado e equiaxial. Essa modificação pode ser atribuída ao efeito do Si e Mn, que podem ter modificado a cinética de nucleação e crescimento dos NbC.

A distribuição homogênea dos carbonetos nas imagens C-E sugere um melhor controle da dissolução e precipitação dos NbC na matriz, o que pode estar associado ao efeito do Si e Mn na redução da segregação localizada do Nb durante a solidificação. Além disso, a menor tendência à formação de carbonetos dendríticos nessas amostras pode indicar um aumento na resistência ao desgaste abrasivo, visto que carbonetos equiaxiais tendem a fornecer um reforço mais uniforme à matriz metálica desde que estejam também uniformemente distribuídos (45).

Figura 20 – Microestruturas das soldas de Nb+C+Si+Mn

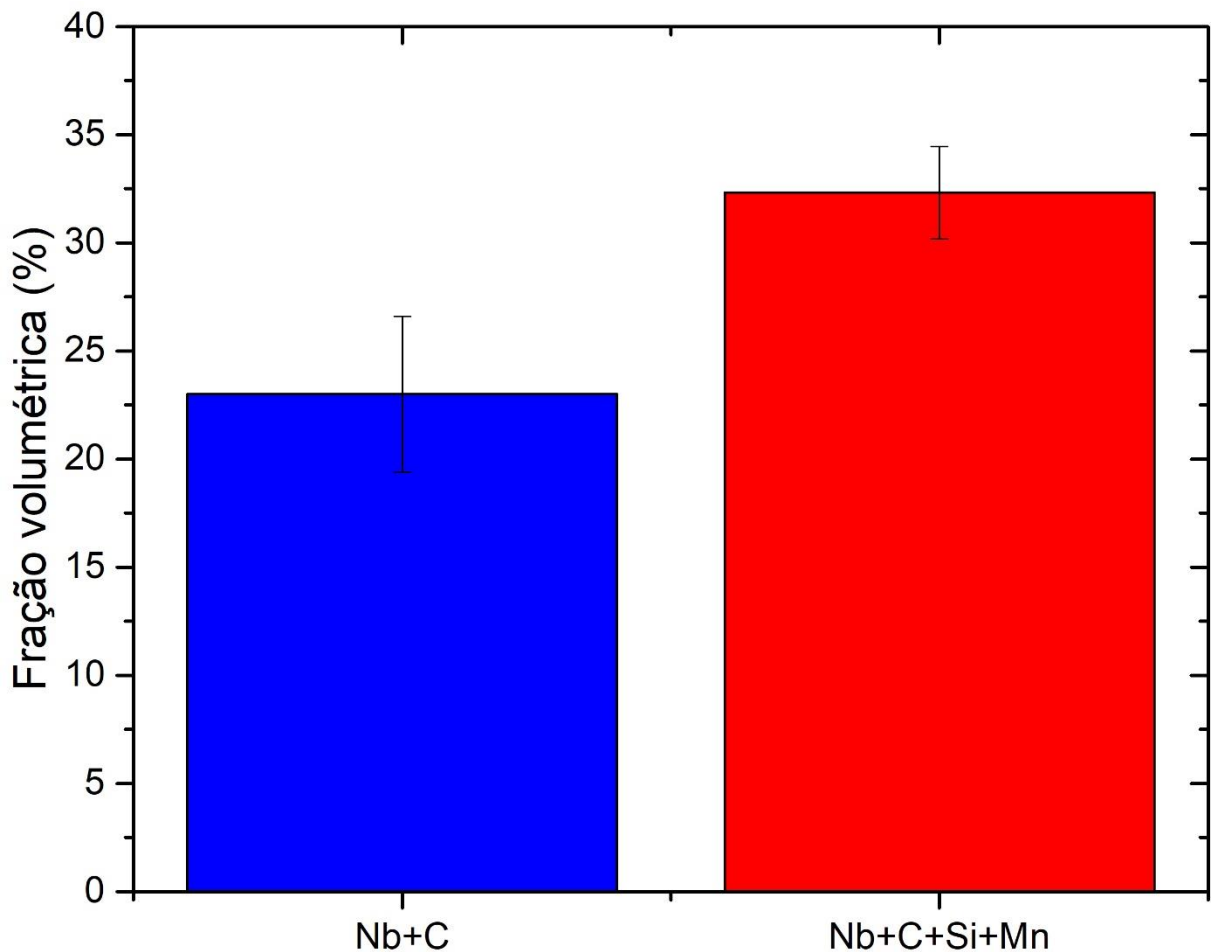


Fonte: Próprio autor.

A análise dos resultados mostra que o revestimento produzido com Nb+C+Si+Mn apresenta uma fração volumétrica de partículas significativamente maior em comparação ao revestimento com Nb+C conforme apresentado na Figura 21. Essa diferença sugere que a adição de Si e Mn pode ter favorecido a formação e estabilização dos NbC, promovendo uma maior densidade de partículas na microestrutura do revestimento.

A presença das barras de erro indica a variabilidade das medições, sendo possível notar que ambas as condições apresentam um certo grau de dispersão nos valores obtidos. No entanto realizando o teste ANOVA não foi constatado diferença significativa entre as condições (Vide Apêndice).

Figura 21 – Fração volumétrica dos carbonetos.

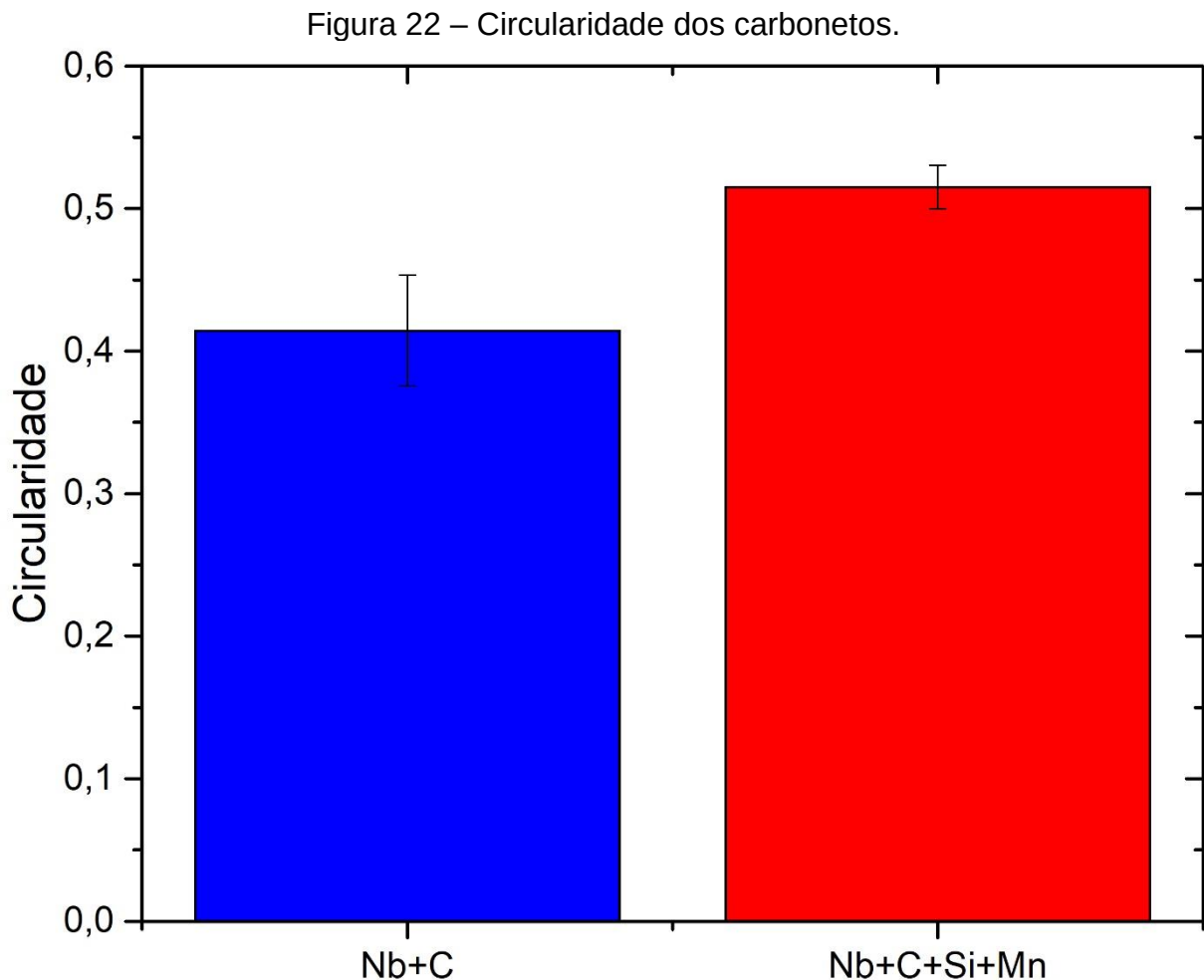


Fonte: Próprio autor.

A Figura 22 apresenta um gráfico comparando a circularidade das partículas nos revestimentos obtidos. Os resultados indicam que o revestimento produzido com Nb+C+Si+Mn apresenta uma circularidade média superior em comparação ao revestimento com Nb+C. Essa diferença sugere que a presença de NbC, juntamente com os elementos Si e Mn, favoreceu a formação de partículas com morfologia mais regular e arredondada. Essa maior circularidade pode estar associada a um crescimento mais homogêneo das partículas de NbC durante a solidificação, influenciado pela interação dos elementos de liga.

Por outro lado, a menor circularidade observada no revestimento com Nb+C pode indicar uma morfologia mais irregular das partículas formadas. Essa irregularidade pode impactar diretamente o comportamento mecânico do revestimento, visto que partículas mais arredondadas tendem a distribuir melhor as tensões.

A presença das barras de erro no gráfico evidencia uma dispersão nos dados, sugerindo que, apesar da diferença entre as médias, há variabilidade nos valores de circularidade das partículas dentro de cada condição, porém o teste ANOVA não apresentou diferença significativa entre elas (Vide Apêndice).

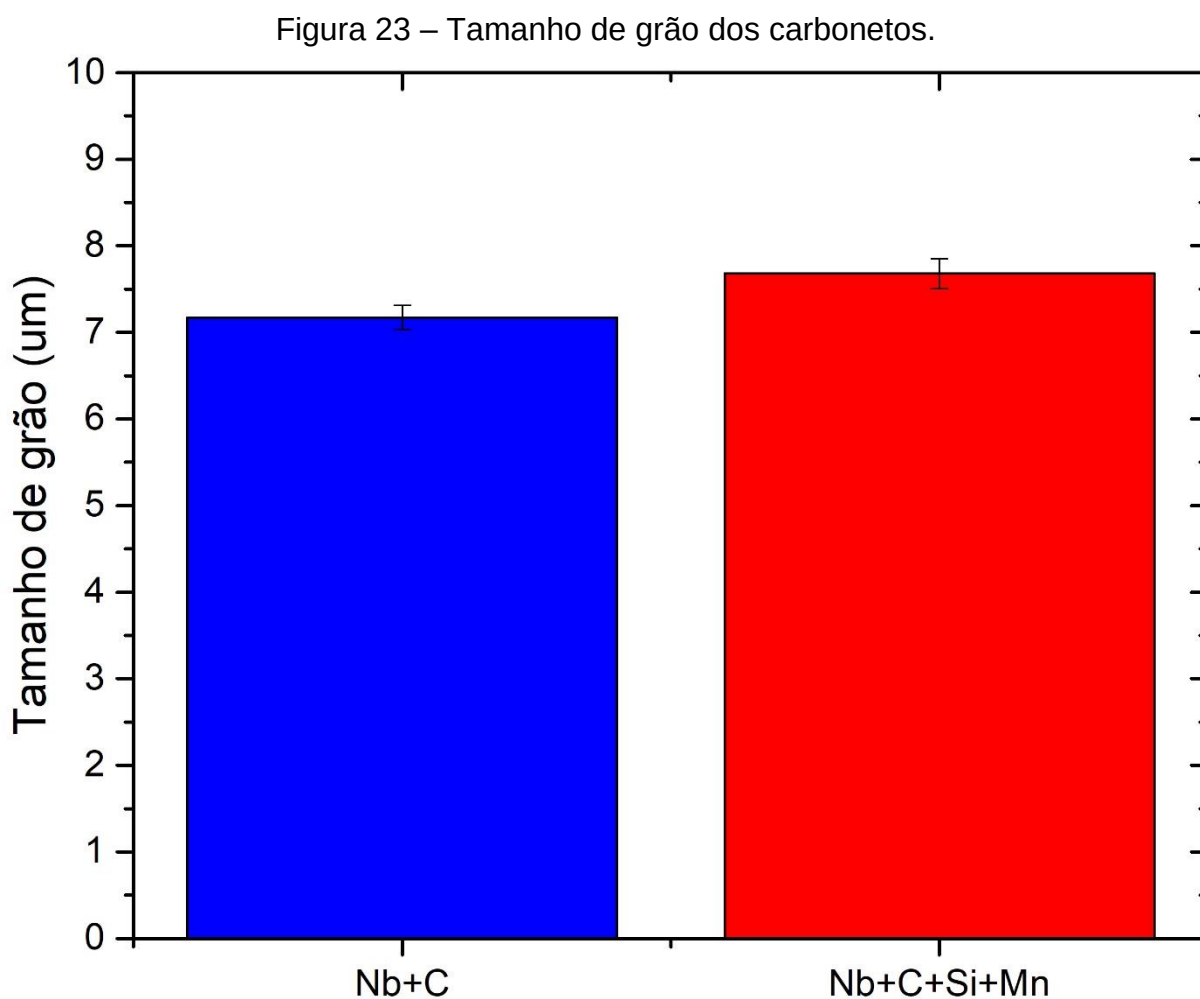


Fonte: Próprio autor.

A Figura 23 apresenta um gráfico de barras comparando o tamanho médio de partículas dos revestimentos de Nb+C e dos revestimentos de Nb+C+Si+Mn. Os resultados indicam que não há uma diferença significativa no tamanho médio de grão entre as duas condições analisadas, embora o revestimento contendo Nb+C+Si+Mn

apresente um valor ligeiramente superior. A adição de Si e Mn pode ter alterado a dinâmica da solidificação, promovendo uma leve diferença no crescimento das partículas.

A presença da barra de erro, que indica a dispersão dos dados, mostra que a variação do tamanho de partículas dentro de cada amostra é pequena, sugerindo que o processo de solidificação foi relativamente homogêneo em ambas as condições.



Fonte: Próprio autor.

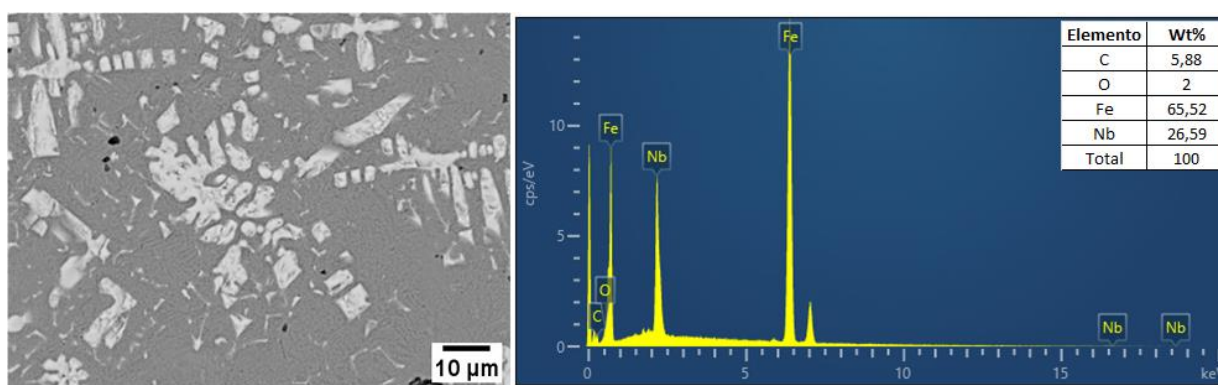
A imagem de MEV revela uma microestrutura caracterizada por precipitados de morfologia irregular, dispersos na matriz metálica. Esses precipitados, indicam a formação dos NbC, os quais são reconhecidos por sua alta dureza e contribuição para a resistência ao desgaste dos revestimentos. Esse achado também é reportado na literatura em estudos semelhantes, porém envolvendo Cr em sua composição (46).

A análise química realizada por EDS, conforme indicado no espectro ao lado da micrografia, Figura 24, evidencia a presença majoritária de Fe na matriz, seguido

por Nb e C. A tabela de composição elementar revela que o teor de Nb é de aproximadamente 26,59% em massa, enquanto o carbono, essencial para a formação dos carbonetos, representa 5,88%. A detecção de oxigênio (2%) pode estar associada a oxidação da amostra após preparação metalográfica. O alto teor de Fe (65,52%) é coerente com a presença da matriz metálica, originada do metal de base.

A distribuição dos NbC sugere uma solidificação heterogênea. O crescimento dos carbonetos em diferentes orientações pode estar relacionado à taxa de resfriamento e à difusão dos elementos de liga na matriz, conforme evidenciado em outros estudos sobre o NbC (47,48).

Figura 24 – Espectro de EDS de área do revestimento de Nb+C.

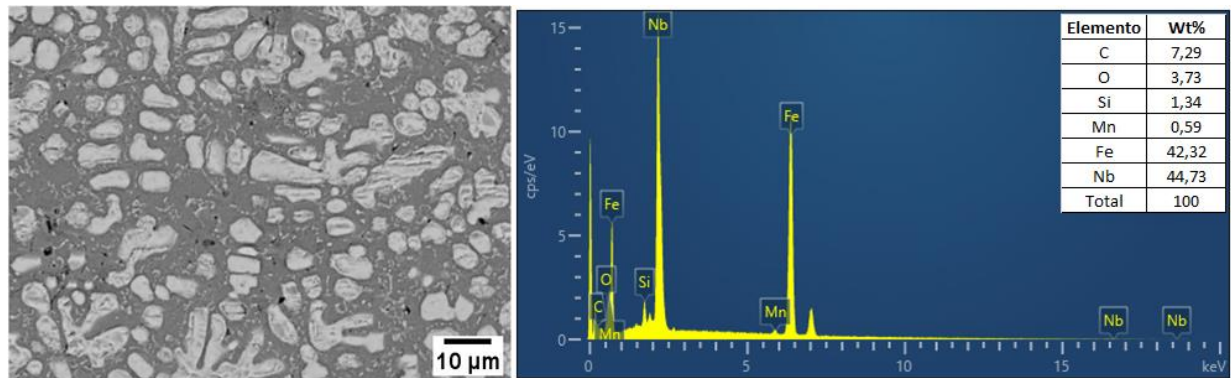


Fonte: Próprio autor.

A morfologia dos precipitados de NbC é irregular e predominantemente dendrítica. O espectro de EDS, Figura 25, confirma a presença dos elementos Nb, C, Fe, Si, Mn e O no revestimento. O teor elevado de Nb (44,73% em peso) confirma a significativa incorporação desse elemento na estrutura do revestimento, favorecendo a formação de NbC. O C presente em 7,29%, também reforça essa hipótese, sendo um dos principais elementos na formação dos carbonetos.

A presença de Fe (42,32%) sugere que a matriz é predominantemente de uma liga ferrosa. O Si (1,34%) e o Mn (0,59%) são elementos adicionados para refinar a microestrutura.

Figura 25 – Espectro do EDS de área do revestimento de Nb+C+Si+Mn.



Fonte: Próprio autor.

5.4 APLICAÇÕES DAS DIFERENTES ENERGIA DE SOLDAGEM

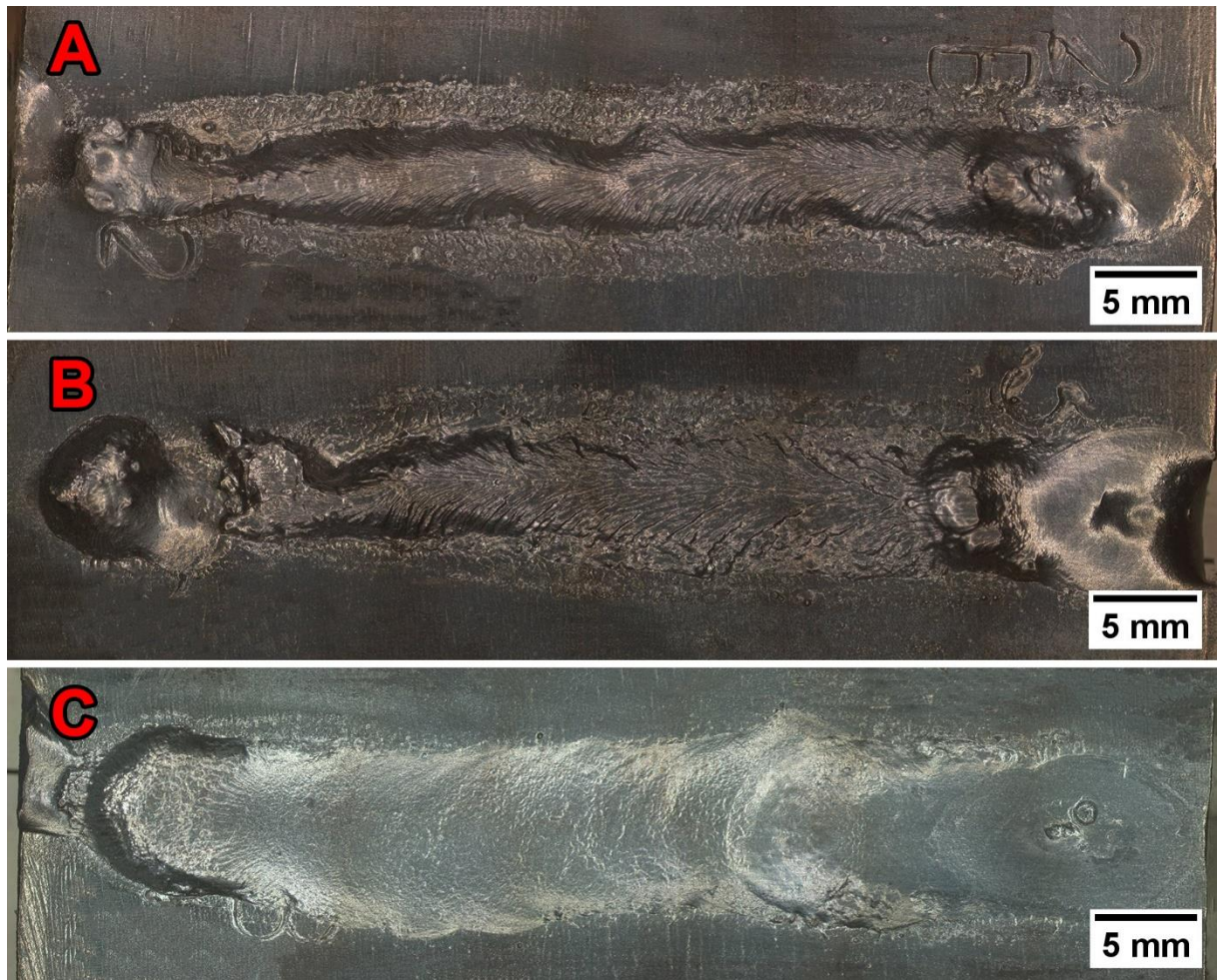
A Figura 26 apresenta a morfologia superficial dos revestimentos de Nb+C+Si+Mn, variando-se a energia de soldagem. As amostras A, B e C correspondem a energias de 0,79 kJ/mm, 0,96 kJ/mm e 1,10 kJ/mm, respectivamente. Observa-se uma clara correlação entre o aporte térmico e a qualidade da deposição, evidenciada pela topografia do cordão.

Na amostra A (0,79 kJ/mm), a menor energia de soldagem resulta em um cordão com superfície rugosa e descontinuidade na distribuição do material adicionado. Nota-se um perfil mais estreito e uma aparência irregular, indicando menor fusão do metal de base.

Para a amostra B (0,96 kJ/mm), observa-se um aumento na fluidez do banho de fusão, o que melhora a regularidade do cordão. No entanto, a maior entrada de calor também gera um aumento da ZTA, além da ocorrência de rugosidade superficial decorrente de possíveis reações metalúrgicas entre os elementos de liga e a matriz. Esse efeito pode influenciar a formação de fases indesejadas ou alteração na morfologia.

Por fim, na amostra C (1,10 kJ/mm), o maior aporte térmico promove uma fusão mais ampla e um melhor espalhamento do material depositado, resultando em um cordão mais homogêneo. No entanto, a elevada energia pode ocasionar uma maior diluição do metal de base, reduzindo a fração volumétrica dos elementos no revestimento e, conseqüentemente, impactando sua resistência ao desgaste.

Figura 26 – Topografia dos cordões de solda (a) Nb+C+Si+Mn_H1 (b) Nb+C+Si+Mn_H2 (c) Nb+C+Si+Mn_H3.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 27 apresenta as macrografias dos revestimentos de Nb+C+Si+Mn, variando a energia de soldagem. As imagens estão organizadas em três grupos distintos, correspondendo às energias de soldagem de 0,79 kJ/mm (A e B), 0,96 kJ/mm (C e D) e 1,10 kJ/mm (E e F).

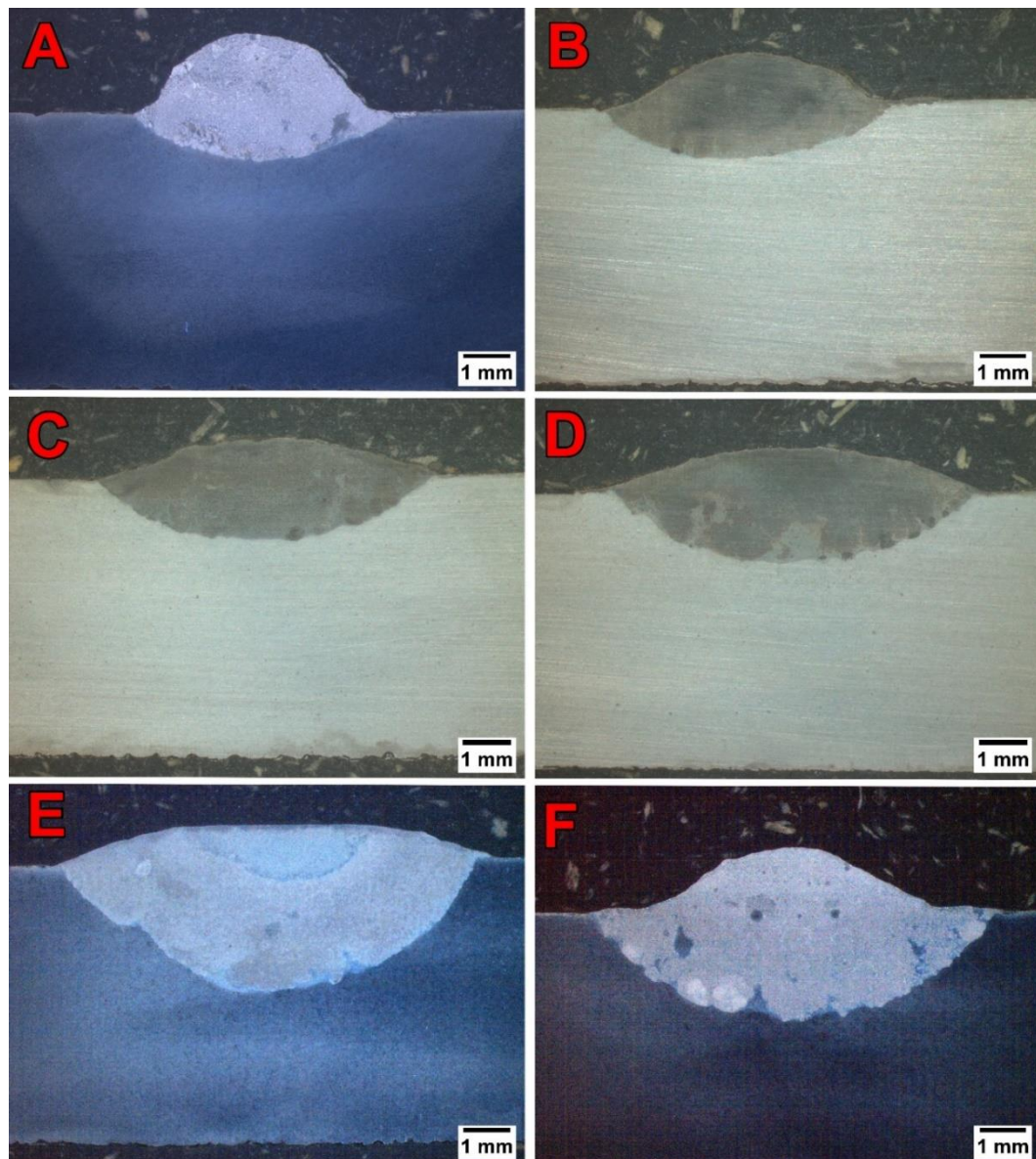
Os cordões depositados sob a condição com energia de soldagem de 0,79 kJ/mm (A e B), apresentam menor penetração no metal de base e uma menor área de fusão. Nota-se uma concentração mais acentuada de partículas de Nb na região superior da solda (imagem A), indicando menor mistura com o metal base. A imagem B, evidencia uma transição bem definida entre o material depositado e o metal de base.

Com o aumento da energia de soldagem para 0,96 kJ/mm (C e D), há uma ampliação da área fundida e uma maior penetração da solda no metal base. A

macrografia apresenta uma transição mais difusa entre o material depositado e o metal de base, indicando um aumento da diluição. A presença de partículas ricas em Nb ainda é observada, mas com uma distribuição mais homogênea na zona fundida, o que pode favorecer a resistência ao desgaste.

Com o maior aporte térmico de (1,10 kJ/mm), observa-se um aumento significativo na profundidade da fusão e na área da ZTA. As imagens E e F mostram uma maior dispersão das partículas ricas em Nb na matriz, indicando uma intensificação da diluição com o metal de base.

Figura 27 – Macrografias dos revestimentos Nb+C+Si+Mn para as diferentes energias de soldagem.



Fonte: Próprio autor.

5.4.1 Taxa de diluição

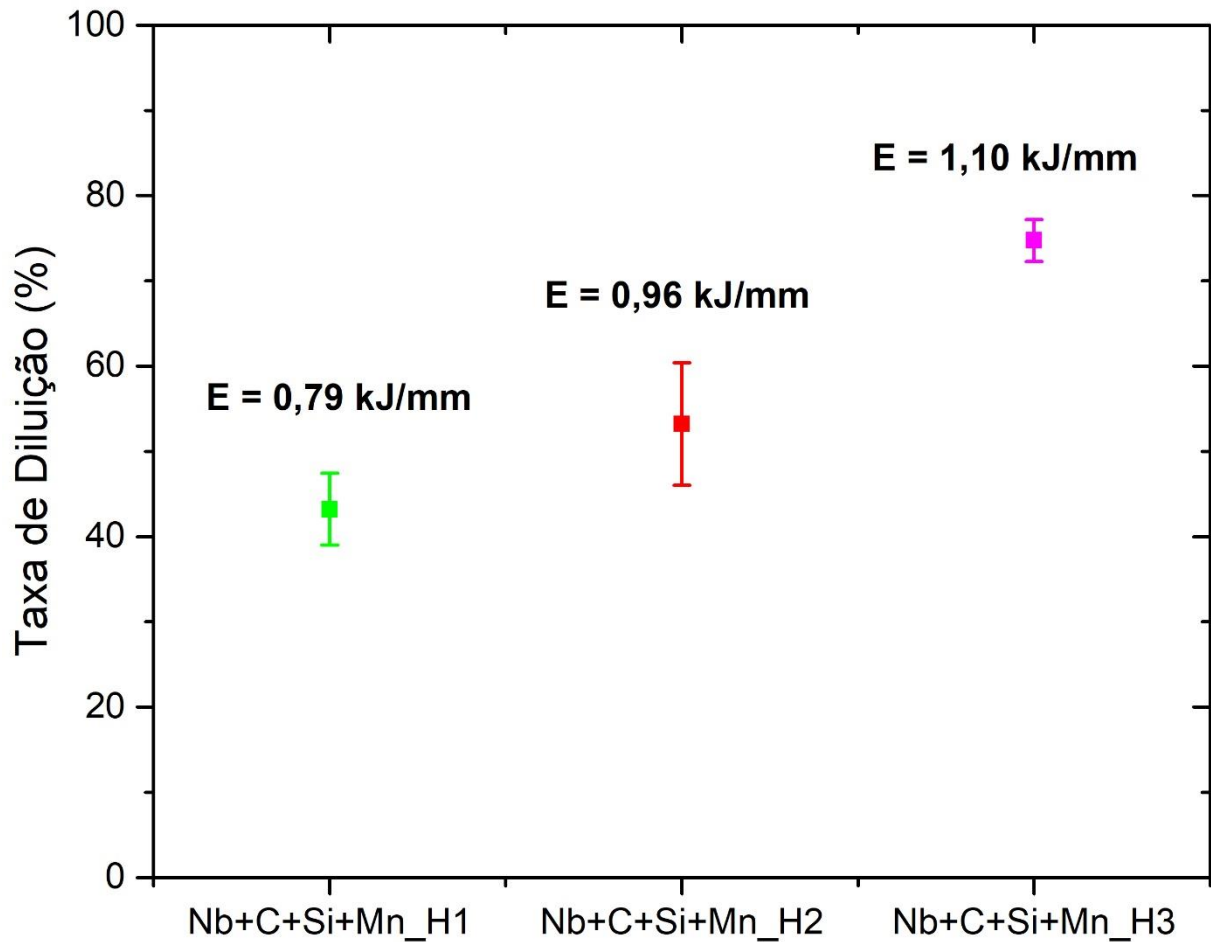
A Figura 28 apresentada ilustra a relação entre a taxa de diluição (%) e a energia de soldagem (E , em kJ/mm) para três condições. Observa-se uma tendência clara de aumento da taxa de diluição com o acréscimo da energia de soldagem, evidenciando sua influência direta.

Para a condição Nb+C+Si+Mn_H1 (0,79 kJ/mm), a taxa de diluição situa-se em aproximadamente 40%, enquanto na condição Nb+C+Si+Mn_H2 (0,96 kJ/mm) há um aumento para cerca de 55%. Na condição Nb+C+Si+Mn_H3 (1,10 kJ/mm), a diluição ultrapassa 70%, confirmando a influência do maior aporte térmico. Tais valores são superiores ao recomendado e em comparação a outras técnicas de soldagem, como a SMAW, em que Perez (2024) (37) encontrou uma taxa de diluição entre 15 e 35%, apesar de variar o comprimento do arco. Esse comportamento é esperado, pois uma energia de soldagem mais elevada promove maior penetração da poça de fusão, aumentando a incorporação do metal base no revestimento.

Esse aumento da taxa de diluição pode impactar significativamente as propriedades do revestimento. Como a fração volumétrica de NbC é um fator crucial para a resistência ao desgaste, um aumento excessivo da diluição pode reduzir a quantidade desses carbonetos na microestrutura, comprometendo a dureza e a resistência ao desgaste do revestimento.

As barras de erro indicam a variabilidade dos dados experimentais, com uma dispersão um pouco maior para a condição Nb+C+Si+Mn_H2, no entanto, os valores apresentam uma tendência clara e coerente, reforçando a confiabilidade dos resultados.

Figura 28 – Média da taxa de diluição para as diferentes energias de soldagem.



Fonte: Próprio autor.

5.4.2 Microdureza

O comportamento observado no gráfico da Figura 29 sugere que a energia de soldagem influencia diretamente a microdureza do revestimento, impactando a formação e distribuição dos NbC.

O revestimento Nb+C+Si+Mn_H1 (0,79 kJ/mm), apresenta microdureza elevada e relativamente uniforme ao longo da profundidade. A menor energia de soldagem reduz a entrada de calor, favorecendo uma taxa de resfriamento mais alta, o que pode levar à formação de carbonetos mais finos e uniformemente distribuídos, resultando em uma microdureza mais consistente.

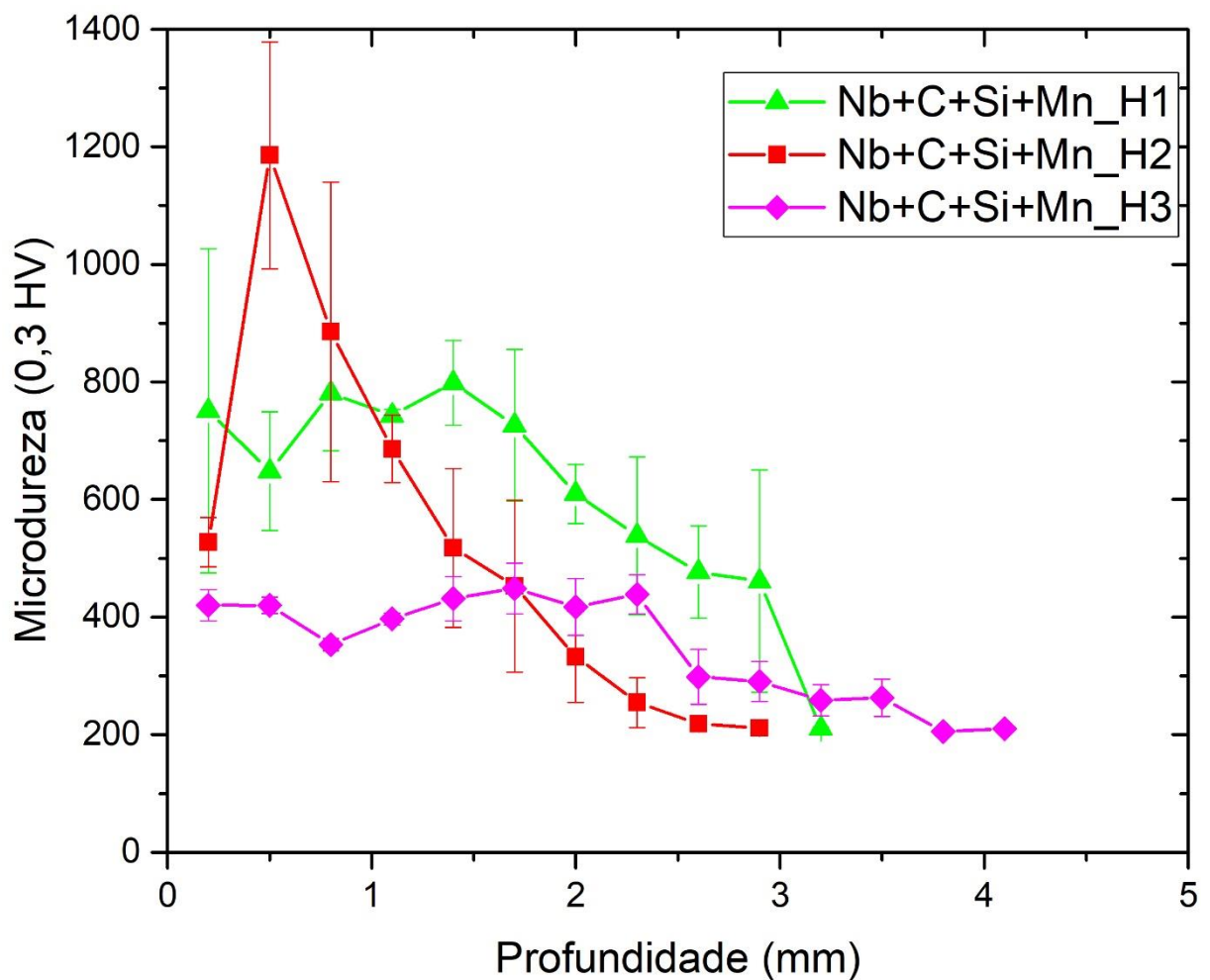
Já o revestimento Nb+C+Si+Mn_H2 (0,96 kJ/mm), exibe um pico inicial de microdureza muito elevado (~1200 HV), seguindo de uma queda brusca com o aumento da profundidade. No entanto, a energia intermediária pode promover um

crescimento excessivo dos carbonetos, levando a uma matriz metálica menos homogênea em profundidade.

Por fim, o revestimento Nb+C+Si+Mn_H3 (1,10 kJ/mm), apresenta os menores valores de microdureza e menor variação ao longo da profundidade. A maior energia de soldagem resulta em uma taxa de resfriamento mais lenta. Esse efeito pode reduzir a quantidade de carbonetos finamente dispersos, resultando em uma dureza inferior.

Vale destacar que os valores de microdureza são condicionados à distribuição dos carbonetos, uma vez que a região densa em carbonetos tende a apresentar uma microdureza média mais elevada (25).

Figura 29- Gráfico de microdureza dos revestimentos para diferentes energias de soldagem.



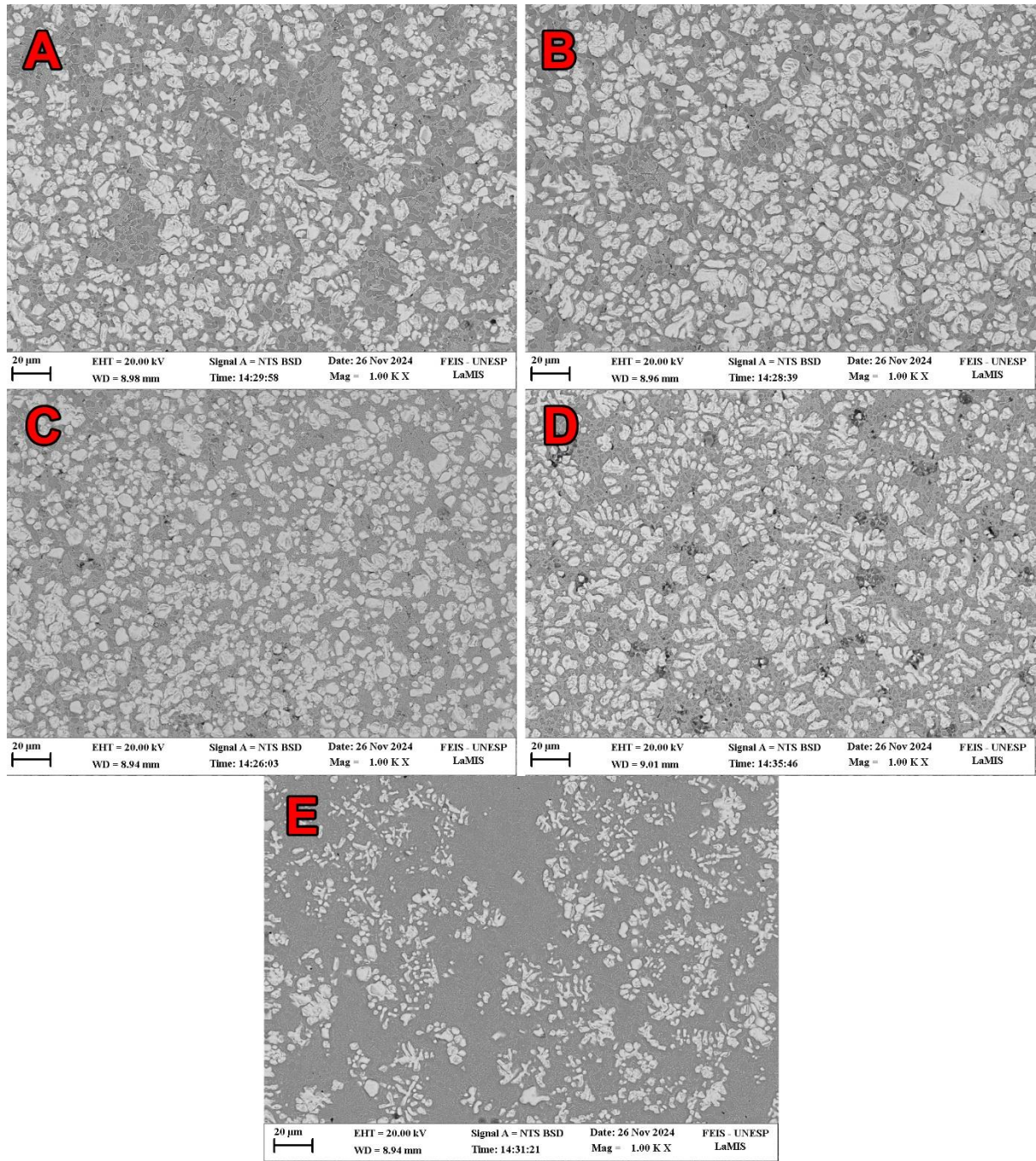
Fonte: Próprio autor.

5.4.3 Caracterização Microestrutural

A influência da energia de soldagem na microestrutura dos revestimentos depositados por soldagem GTAW contendo Nb+C+Si+Mn foi analisada por meio de imagens obtidas por MEV para as diferentes energias.

Na primeira condição, com energia de 0,79 kJ/mm, Figura 30, observa-se uma alta fração volumétrica de NbC dispersa na matriz. Os carbonetos apresentam uma distribuição homogênea, predominando morfologias equiaxiais. A menor energia de soldagem promove um resfriamento mais rápido, favorecendo a nucleação de partículas finas de NbC. Essa configuração pode estar associada a um aumento da dureza devido à elevada presença de carbonetos, como observado na literatura por outros trabalhos que estudaram o NbC (49,50).

Figura 30 – Microestrutura do revestimento Nb+C+Si+Mn com E = 0,79kJ/mm.

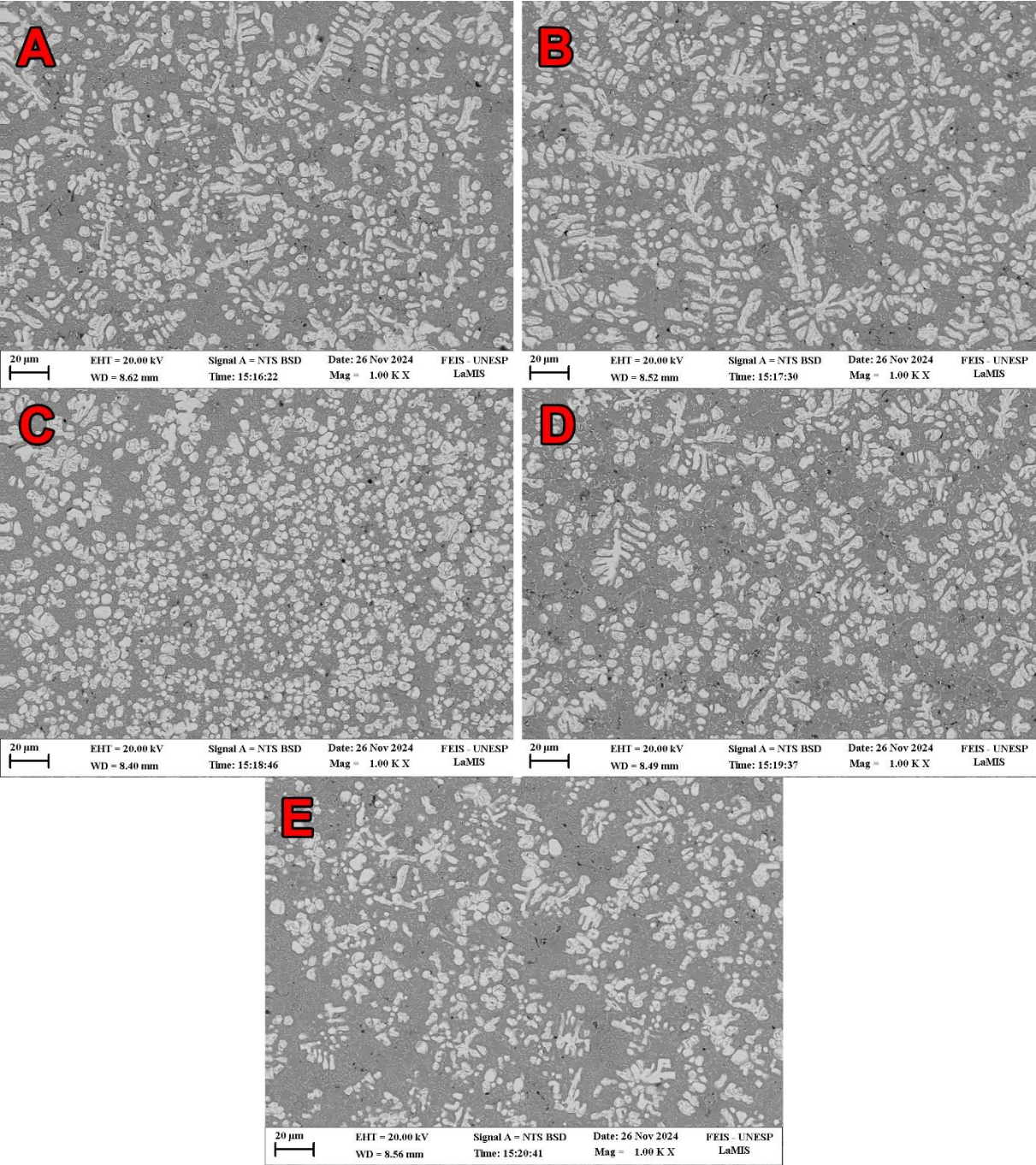


Fonte: Próprio autor.

Com o aumento da energia para 0,96 kJ/mm, Figura 31, observa-se uma mudança na distribuição. Algumas partículas apresentam morfologias mais alongadas e agrupadas, indicando um crescimento preferencial dos carbonetos devido à menor

taxa de resfriamento. Apesar disso, ainda se mantém uma distribuição razoavelmente homogênea dos precipitados.

Figura 31 – Microestrutura do revestimento Nb+C+Si+Mn com E = 0,96 kJ/mm.

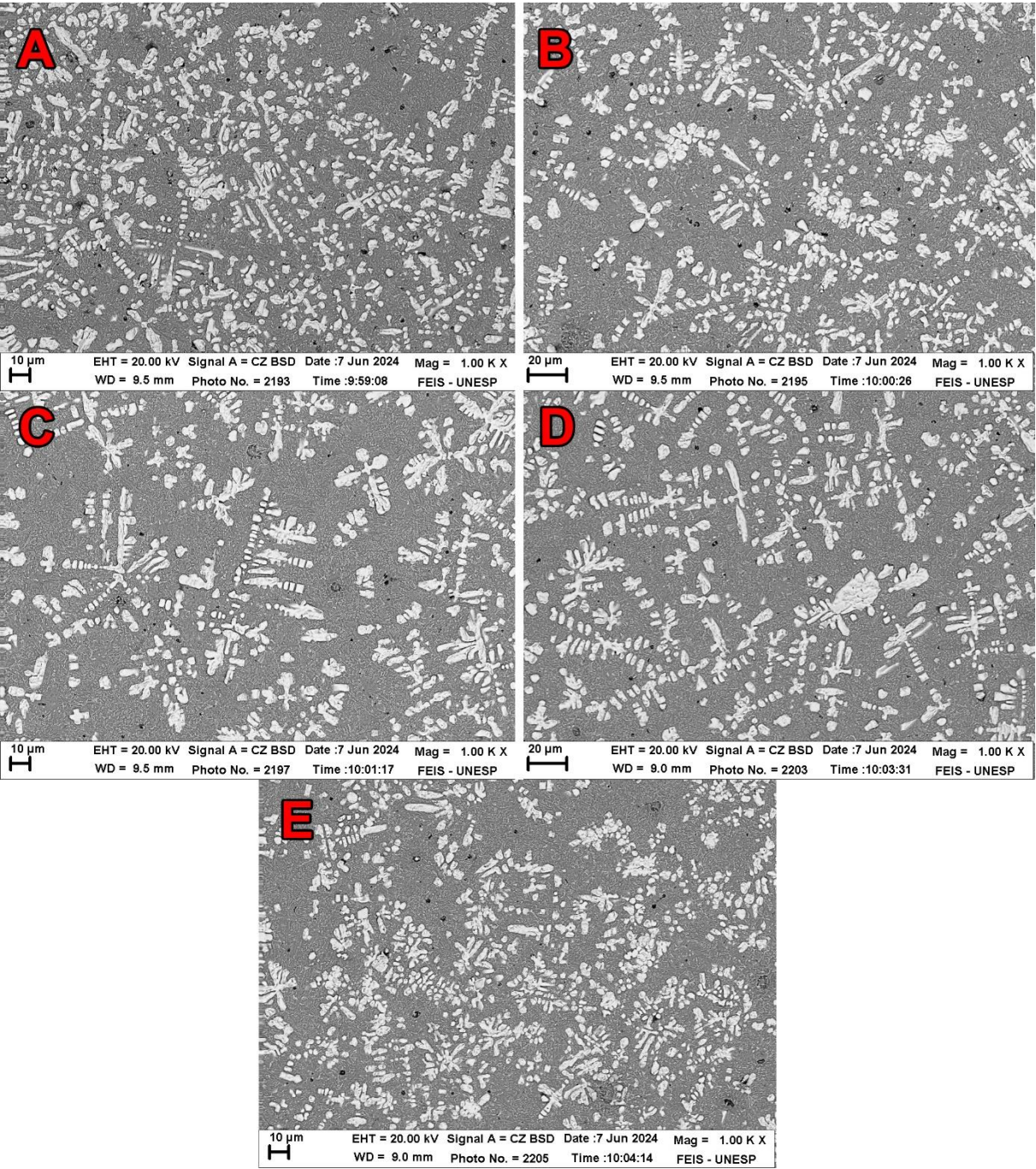


Fonte: Próprio autor.

Por fim, para a energia mais elevada, 1,10 kJ/mm, Figura 32, há uma expressiva alteração na morfologia e distribuição dos carbonetos. Nota-se um aumento na fração de carbonetos com morfologia dendrítica, sugerindo que a taxa de

resfriamento foi reduzida significativamente (37). Essa condição favorece o crescimento direcional dos carbonetos, resultando em uma estrutura menos homogênea em comparação com as demais condições.

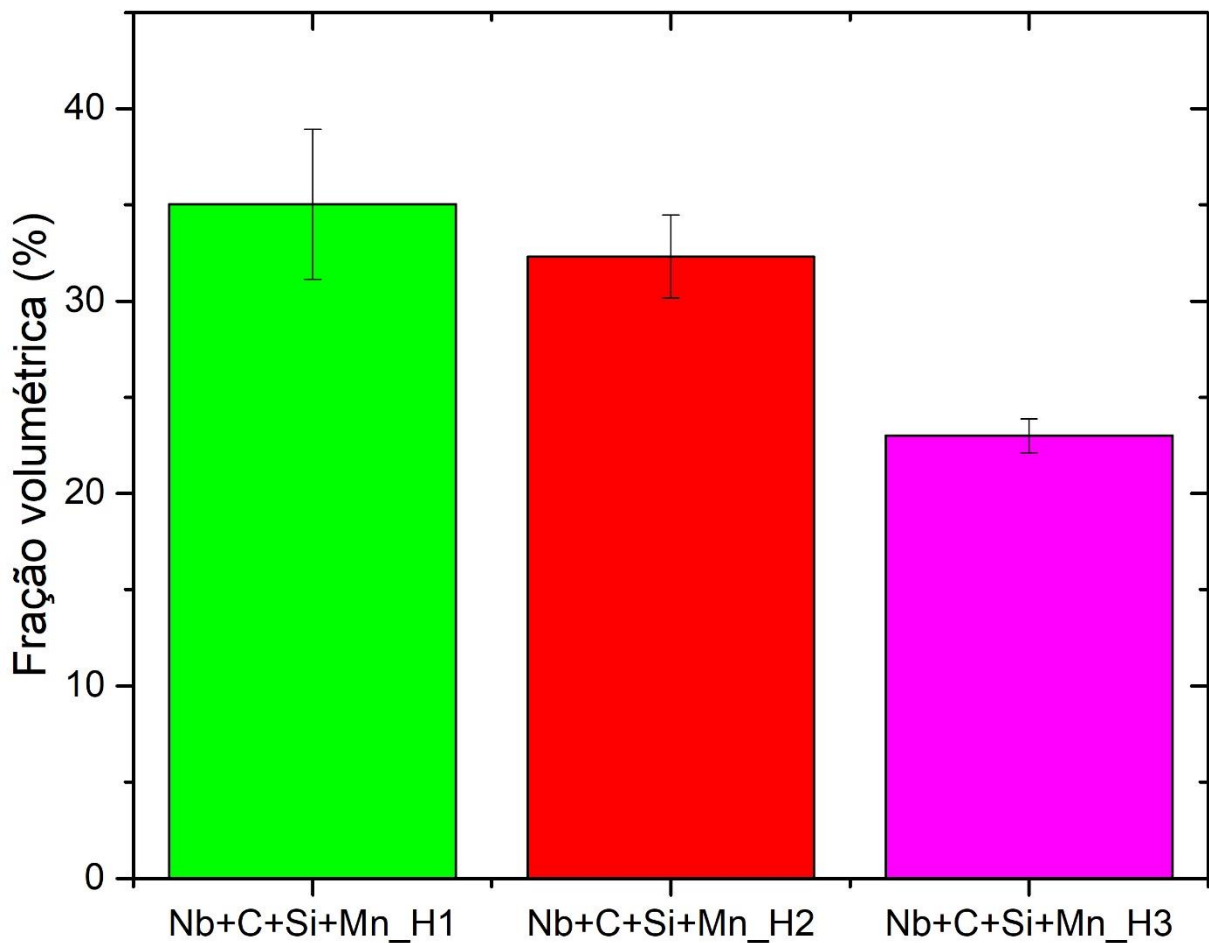
Figura 32 – Microestrutura do revestimento Nb+C+Si+Mn com E = 1,10 kJ/mm.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 33 indica que a fração volumétrica de NbC diminui à medida que a energia de soldagem aumenta. A condição de Nb+C+Si+Mn_H1 (0,79 kJ/mm) apresenta a maior fração volumétrica, seguida por Nb+C+Si+Mn_H2 (0,96 kJ/mm), e por fim, Nb+C+Si+Mn_H3 (1,10 kJ/mm), que exibe a menor fração de NbC. Esse comportamento pode ser atribuído ao aumento da diluição.

Figura 33 – Fração volumétrica do revestimento Nb+C+Si+Mn para as diferentes energias de soldagem.

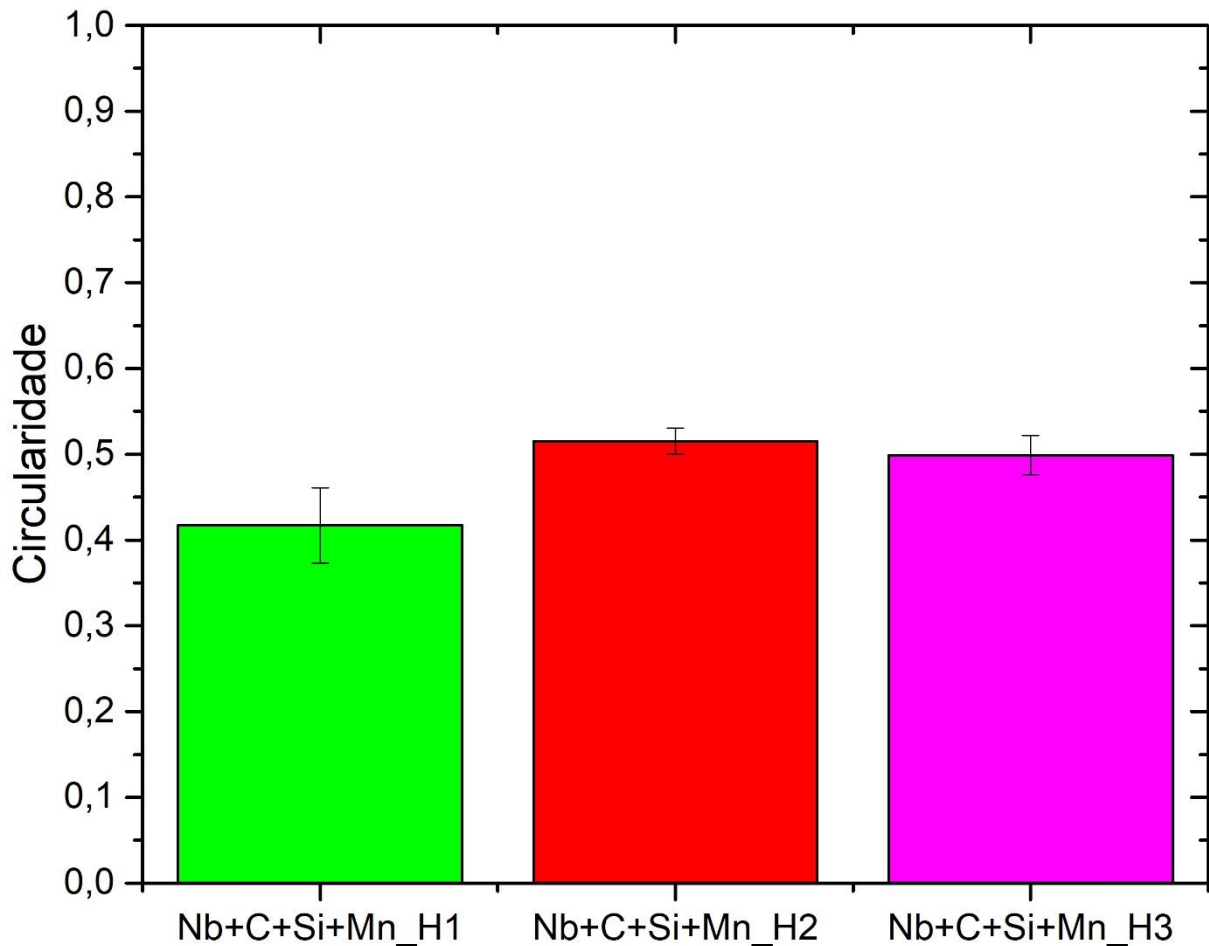


Fonte: Próprio autor.

A Figura 34 apresenta a circularidade média dos NbC. Observa-se um leve aumento da circularidade para a condição Nb+C+Si+Mn_H2 (0,96 kJ/mm) em comparação com a condição Nb+C+Si+Mn_H1 (0,79 kJ/mm). Já a condição Nb+C+Si+Mn_H3 (1,10 kJ/mm) apresenta um valor intermediário entre a condição Nb+C+Si+Mn_H1 e Nb+C+Si+Mn_H2. Porém realizando o teste ANOVA (Vide

Apêndice) não foi constatado diferença significativa entre elas para um nível de confiança de 95%.

Figura 34 – Circularidade das partículas do revestimento Nb+C+Si+Mn para as diferentes energias de soldagem



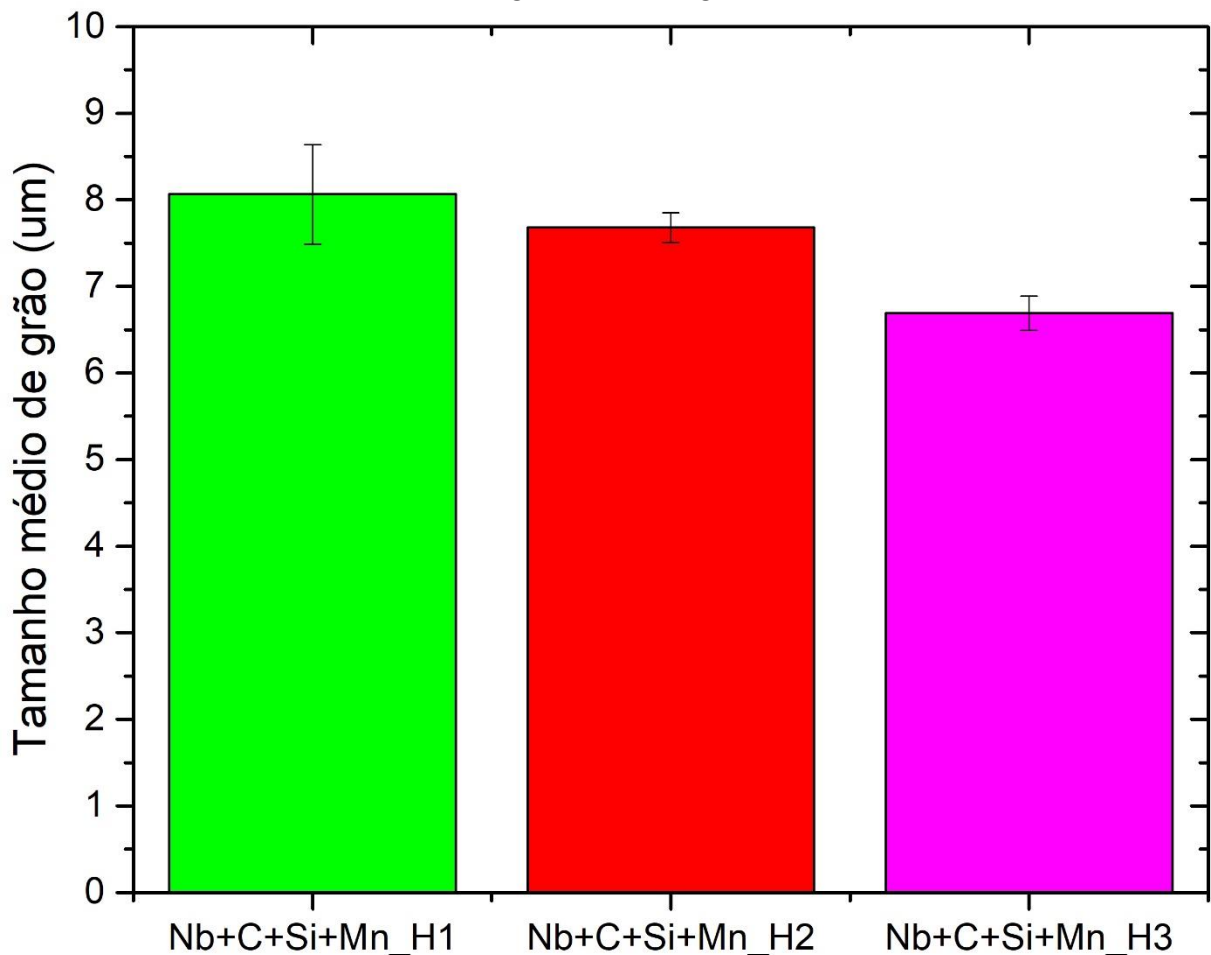
Fonte: Próprio autor.

Já a Figura 35 evidencia que o tamanho médio das partículas aumenta com a elevação da energia de soldagem. A condição Nb+C+Si+Mn_H1 (0,79 kJ/mm) apresenta os menores grãos, enquanto a condição Nb+C+Si+Mn_H3 (1,10 kJ/mm) exhibe os maiores. Esse comportamento está de acordo com a tendência esperada, uma vez que maiores energias de soldagem resultam em maiores tempos de exposição térmica.

A literatura relata que ligas contendo Cr em sua composição, mesmo quando processadas por técnicas distintas da soldagem GTAW também apresentam a formação de NbC com morfologia refinada na microestrutura. Essa característica

microestrutural foi associada à melhora significativa da resistência ao desgaste abrasivo, tanto em condições de baixa quanto de alta tensão (23).

Figura 35 – Tamanho de grão do revestimento Nb+C+Si+Mn para as diferentes energias de soldagem.



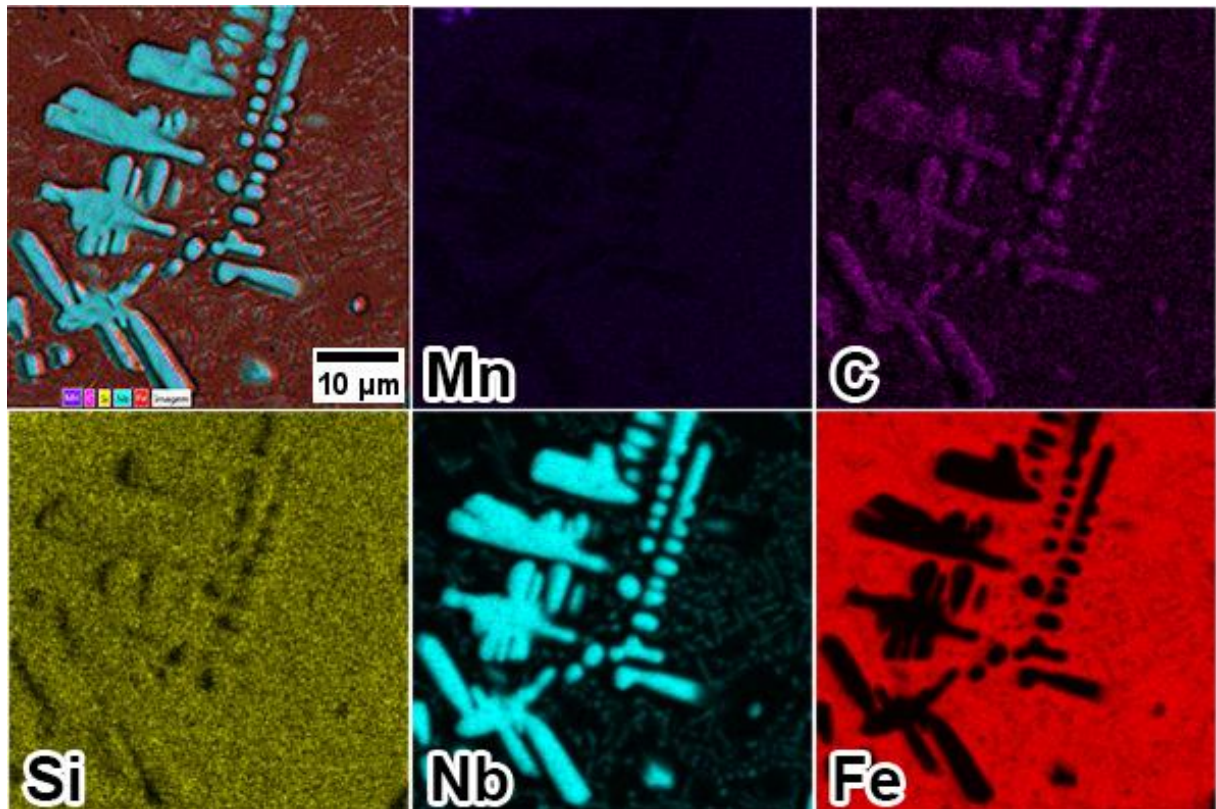
Fonte: Próprio autor.

A Figura 36 apresenta o EDS do revestimento Nb+C+Si+Mn, onde observa-se que o Nb está concentrado em regiões de morfologia acicular e ramificada, características de NbC, formados durante a solidificação do revestimento. A correlação entre os mapas de Nb e C confirma essa interpretação, indicando que essas estruturas são ricas nesses elementos. A formação de NbC é esperada devido à alta afinidade do nióbio pelo carbono, resultando em partículas duras e altamente resistentes.

O Fe está distribuído na matriz metálica, correspondendo ao metal de base e à diluição do revestimento. A presença de Si ao longo da microestrutura sugere sua

incorporação na matriz, possivelmente auxiliando na fluidez do banho de fusão e contribuindo para o refinamento microestrutural. O Mn apresenta uma distribuição menos expressiva, o que pode indicar sua dissolução preferencial na matriz de ferro.

Figura 36 – Mapeamento químico por EDS.

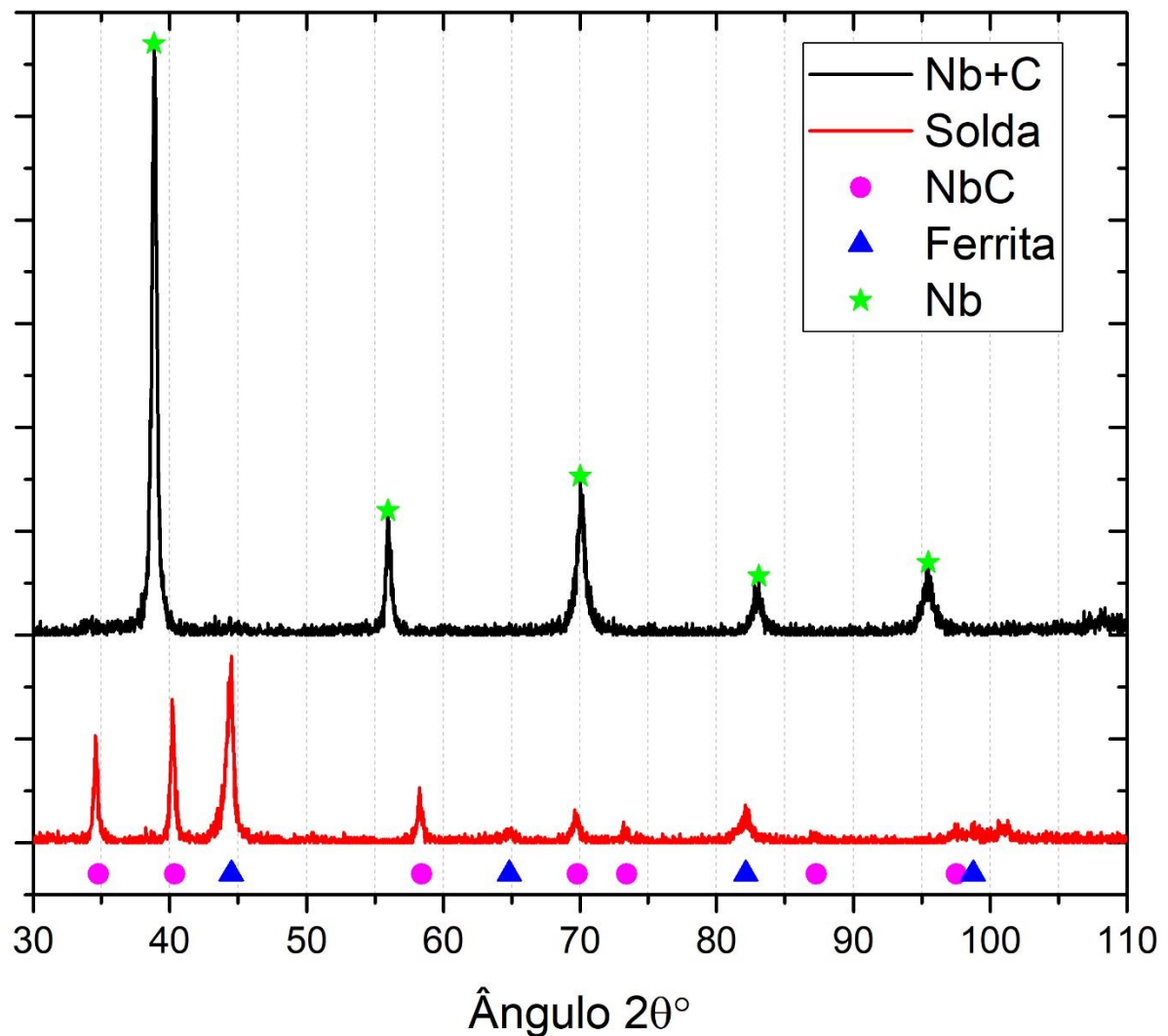


Fonte: Próprio autor.

5.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Os resultados das análises de raios-X, auxiliadas pelas fichas CIF, as quais foram consultadas no banco de dados do ICSD (41), possibilitaram a identificação das fases presentes nos cordões de solda. Conforme apresentado na Figura 37 referente a primeira condição, todo o nióbio presente na solda se transformou em carbonetos de nióbio (25). É relevante destacar que nenhum pico correspondente ao nióbio metálico foi identificado no padrão de difração de raios-X da solda, confirmando sua completa transformação em carbonetos.

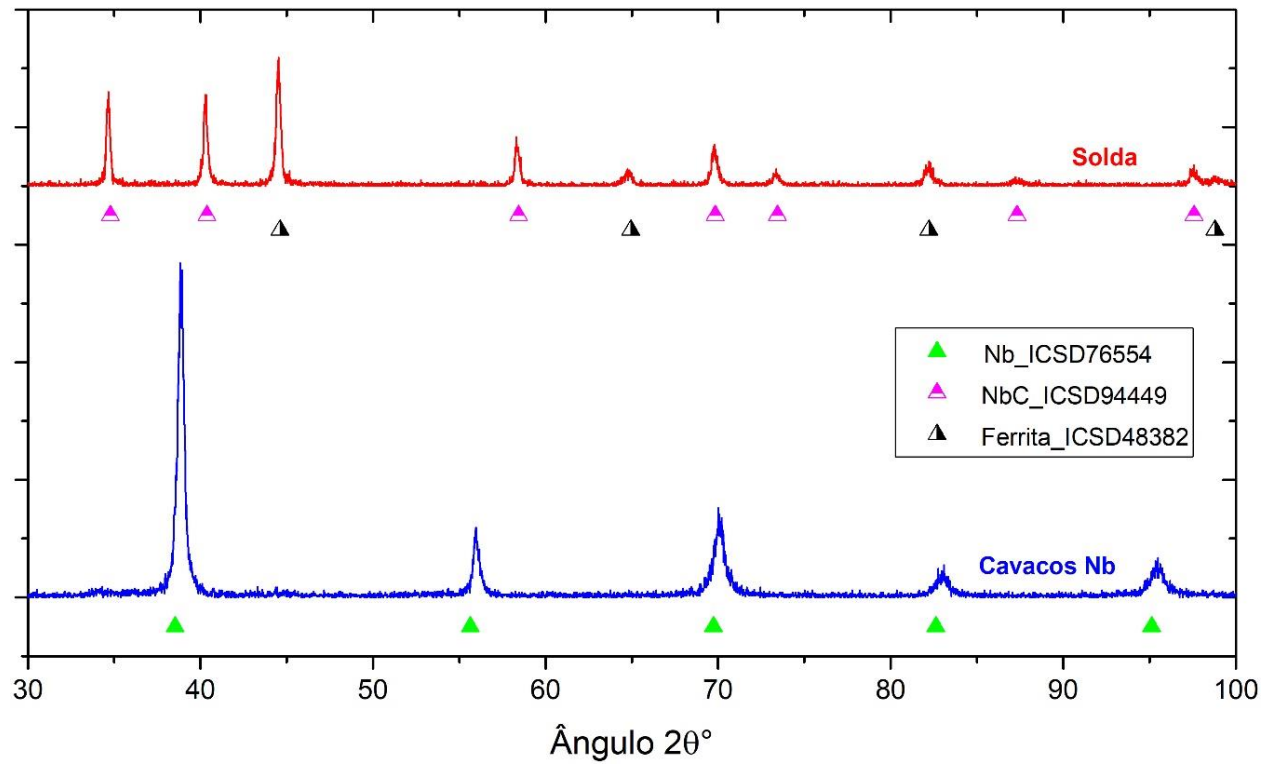
Figura 37 – Difractograma do revestimento Nb+C.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 38, referente à segunda condição, demonstra a comparação entre os dois difratogramas, evidenciando mudanças significativas na composição de fases após o processo de soldagem. Esses resultados sugerem que o uso de cavacos de nióbio como material de reforço em revestimentos produzidos por GTAW é eficaz na formação de fases duras, como os carbonetos, potencialmente melhorando o desempenho do revestimento em aplicações que exigem alta resistência ao desgaste. Além disso, observou-se que o Si e o Mn apresentaram porcentagens residuais que não foram identificadas na difratograma.

Figura 38 – Difratoograma do revestimento Nb+C+Si+Mn.



Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÃO

Com base na investigação e análise dos resultados obtidos neste estudo, é possível chegar às seguintes conclusões:

- Os resultados obtidos indicaram que os cavacos de nióbio possuem elevado potencial para serem aplicados como fluxo de soldagem para revestimentos com propriedades mecânicas e tribológicas superiores;
- O DRX e o mapeamento por EDS confirmaram a presença e boa distribuição de NbC no revestimento, evidenciando que o processo foi eficaz;
- Os resultados do ensaio de microdureza Vickers confirmaram a eficácia da adição de cavacos de nióbio na melhoria das propriedades mecânicas dos revestimentos, que apresentaram microdureza significativamente superior ao metal base. A comparação com estudos prévios indica que os valores obtidos estão em conformidade com a literatura, reforçando a relevância do nióbio na melhoria da resistência ao desgaste dos revestimentos produzidos por GTAW;

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos neste estudo, diversas possibilidades de investigação podem ser exploradas para ampliar o conhecimento sobre a aplicação de cavacos de nióbio em revestimentos resistentes ao desgaste produzidos pelo processo GTAW. Assim, recomenda-se o desenvolvimento dos seguintes trabalhos:

- **Análise do Desempenho Tribológico dos Revestimentos:** a fim de compreender melhor a resistência ao desgaste dos revestimentos formados, sugere-se a realização de ensaios tribológicos em diferentes condições de operação.
- **Investigação do Efeito da Soldagem em Múltiplos Passes:** a aplicação de múltiplos passes de soldagem pode influenciar significativamente a microestrutura e as propriedades mecânicas do revestimento. Estudos futuros poderiam avaliar a distribuição dos constituintes microestruturais ao longo das camadas depositadas, bem como a variação da dureza e a presença de trincas ou defeitos associados a esse tipo de deposição.
- **Comparação com Revestimentos Comerciais:** para uma avaliação mais abrangente da viabilidade dos revestimentos estudados, recomenda-se a comparação direta com revestimentos comerciais amplamente utilizados na indústria. Ensaios comparativos incluindo análises microestruturais, mecânicas e tribológicas, poderiam evidenciar vantagens e limitações da utilização de cavacos de nióbio em relação a materiais tradicionalmente empregados para esse fim.
- **Aplicação de Diferentes Processos de Soldagem:** além do GTAW, outras técnicas de soldagem podem ser exploradas na deposição dos revestimentos, como o uso de arame tubular, que pode apresentar vantagens em termos de taxa de deposição, eficiência do processo e controle da composição química do revestimento. Estudos comparativos entre diferentes processos de soldagem poderiam fornecer diretrizes para otimizar a produção e o desempenho dos revestimentos desenvolvidos.

REFERÊNCIAS

- 1 BRUZIQUESI, C. G. O.; BALENA, J. G.; PEREIRA, M. C.; SILVA, A. C.; OLIVEIRA, L. C. A. Nióbio: um elemento químico estratégico para o brasil. **Química Nova**, São paulo, v. 42, p. 1184-1188, 2019.
- 2 FARAH, A. F.; GONÇALVES, A. H.; FARAH, S. P. S.; GOMES, M. A.; BOLDRIN, E. L. Estudo da propriedades de revestimentos duros produzidos com adição de pó de nióbio ao fluxo neutro no processo de soldagem a arco submerso. **Simpósio de Tecnologia (Sitefa) – Fatec Sertãozinho**, São Paulo, v. 6, n. 6118, p. 1-12, 2023.
- 3 HOLLECK, H. **Material selection for hard coatings**. Institut fur Material und Festkorperforschung. Federal Republic of Germany. 1986.
- 4 PIERSON, H. O. **Handbook of refractory carbides and nitrides: properties, characteristics, processing and applications**. Westwood: Noyes Publications, 1996.
- 5 ASTM, I. ASTM G40 - 22a - Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. **ASTM**, West Conshohocken, PA, 2022. 1-9.
- 6 MELLOR, B. G. **Surface coatings for protection against wear**. [S. l.]: Boca Raton: Woodhead Publishing Limited, 2006.
- 7 GAHR, K. H. Z. **Microstrucuture and wear of materials**. New York: Elsevier, 1987. v. 10.
- 8 FAGUNDES JÚNIOR, J. G. **Reciclagem de cavacos para a formação de carbonetos de titânio no metal de solda produzido por soldagem gtaw em aço-carbono**. 2015. 80 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2015.
- 9 SINGH, J.; CHATHA, S. S.; SIDHU, B. S. Abrasive wear characteristics and microstructure of Fe-based overlaid ploughshares in different field conditions. **Soil & Tillage Research**, Amsterdam, v. 205, P. 1-12, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.still.2020.104771>.
- 10 TYLCZAK, J. H.; OREGON, A. Friction, Lubrication, and Wear Technology. *In*: AMERICAN standart metals. New York: [s. n.], 1992. v. 18, p. 337-351.
- 11 VALERIANO, L. D. C. **Caracterização microestrutural e avaliação da resistência ao desgaste de metais duros WC-Ni**. 2017. 103 f. Universidade Federal de Iajubá, Itajubá, 2017.

- 12 GATES, J. D. Two-body and three-body abrasion: A critical discussion. **Wear**, Amsterdam, v. 214, n. 1, p. 139 - 146, 1998. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(97\)00188-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(97)00188-9).
- 13 PATNAIK, A.; SINGH, T.; KUKSHAL, V. Tribology in materials and manufacturing: wear, friction and lubrication. *In*: SWAIN, B. et al. **Wear: a serious problem in industry**. [S. l.]: IntechOpen, 2020. DOI: 10.5772/intechopen.94211.
- 14 BADISCH, E.; KIRCHGAßNER, M. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide. **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, v. 20, n. 24, p. 6016-6022, 2008. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.06.185>.
- 15 SURAJ, R. Hardfacing and its effect on wear and corrosion performance of various ferrous welded mild steels. **Materials Today: Proceedings**, Oxford, v. 42, part. 2, p. 842-850, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.11.592>.
- 16 RANJAN, R.; DAS, A. K. Protection from corrosion and wear by different weld cladding techniques: a review. **Materials Today: Proceedings**, Oxford, v. 57, part. 4, p. 1687-1693, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.12.329>.
- 17 TEODORO, M. R. **Estudo Comparativo da Resistência ao Desgaste Abrasivo de Revestimentos Duros dos Tipos FeCrC, FeMn, FeTiCW e FeNbC**. 2021. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, Sorocaba, 2021.
- 18 WANG, X. H.; ZHANG, M.; ZOU, Z. D.; SONG, S. L.; HAN, F.; QU, S.Y. In situ production of Fe–TiC surface composite coatings by tungsten-inert gas heat source. **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, v. 200, n. 20-21, p. 6117-6122, 2006. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2005.09.021>.
- 19 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**, Oxford, v. 41, p. 935-941, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.10.356>.
- 20 PARAYE, N. K.; NEOG, S. P.; GHOSH, P. K.; DAS, S. Surface modification of AISI 8620 steel by in-situ grown TiC particle using TIG arcing. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 405, p. 126533, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126533>.
- 21 LOZYNSKYI, V.; TREMBACH, B.; KATINAS, E.; SADOVYI, K.; KRBATA, M. ; BALENKO, O.; KRASNOSHAPKA, I.; REBROVA, O.; KNYAZEV, S.; KABATSKYI, O.; KNIAZIEVA, H.; ROPYAK, L. Effect of Exothermic Additions in Core Filler on Arc Stability and Microstructure during Self-Shielded, Flux-Cored

Arc Welding. **Crystals**, Basel, v. 14, n. 4, p. 335, 2024. DOI: <https://doi.org/10.3390/cryst14040335>.

- 22 SINGLA, K. Y.; MAUGHAN, M. R.; ARORA, N.; DWIVEDI, D. K. Enhancing the wear resistance of iron-based alloys: A comprehensive review of alloying element effects. **Journal of Manufacturing Processes**, London, v. 120, p. 135-160, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.04.038>.
- 23 CORREA, E. O.; ALCÂNTARA, N. G.; VALERIANO, L. C.; BARBEDO, N. D.; CHAVES, R. R. The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe–Cr–C–Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process. **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, p. 479-484, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.06.026>.
- 24 YANG, K.; YANG, K.; BAO, Y.-F.; JIANG, Y.-F. Formation mechanism of titanium and niobium carbides in hardfacing alloy. **Rare Metals**, Beijing, v. 36, n. 8, p. 640-644, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12598-016-0777-5>
- 25 CHAIDEMENOPOULOS, N. G.; PSYLLAKI, P. P.; PAVLIDOU, E.; VOURLIAS, G. Aspects on carbides transformations of Fe-based hardfacing deposits. **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, v. 357, p. 651-661, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.10.061>
- 26 FAGUNDES, J. G. J.; CARDOSO, A. H.; BRACARENSE, A. Q. Adição de TiO₂, CaCO₃ e CaF₂ Como Componentes do Fluxo de Arames Tubulares para a Formação de TiC. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 25, p. 1-11, 2020. 1-11. DOI: <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI25.11>.
- 27 CRISCUOLO, I. L. *et al.* Effects of flux filling efficiency of tubular wire compound of recycled titanium chips. *In: WORKSHOP ON MODELING AND SIMULATION FOR SCIENCE AND ENGINEERING - FORISTOM FOUNDATION*, 5., 2022.
- 28 SILVA, S. A. F. D. **Otimização da seleção de parâmetros através do método de taguchi para soldagem em aço DIN EN 10025 2 S275JR-AR pelo processo GMAW robotizado**. 2022. 127 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Maria, Santa Maria, 2022.
- 29 ESAB. **ESAB University**: Apostilas, 2005. Disponível em: https://esab.com/br/sam_pt/esab-university/search/handbooks/. Acesso em: 28 jan. 2025.
- 30 MAKIENKO, V. M.; ATENYAEV, A. V.; BELOUS, T. V. Development of Welding Fluxes for Hardfacing Based on Mineral Raw Materials of the Far Eastern Region of Russia. **Inorganic Materials: Applied Research**, Moscow, v. 12, n. 2, p. 558-569, 2021.

- 31 VASILESCU, M.; DOBRESCU, M. Hardfacing Corrosion and Wear Resistant Alloys. **Advanced Materials Research**, Baech, v. 1114, p. 196-205, 2015. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1114.196>
- 32 CALLISTER, W. D. J.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia dos materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.
- 33 CBMM. **Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração**. 2025. Disponível em: <https://cbmm.com/pt>. Acesso em: 28 jan. 2025.
- 34 MONTENEGRO, P.; GOMES, J.; REGO, R.; BORILLE, A. Potential of niobium carbide application as the hard phase in cutting tool substrate. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, London, v. 70, p. 116-123, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2017.09.017>.
- 35 MACHADO, I. F.; BOISI, G.; FUKUMASU, N. K.; TERTULIANO, A. J. O.; SERIACOPI, A.; SOUZA, R. M. Effect of sintering densification on micro-scale mechanical and tribological behaviour of niobium carbide. **Wear**, Amsterdam, v. 482-483, P. 203958, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203958>.
- 36 CHIBÉRIO, P. H. **Incorporação de Nitreto de Boro e Carbetto de Nióbio na matriz cerâmica de Alumina**. 2021. 72 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Natal, 2021.
- 37 PEREZ, J.; GUTIERREZ, J.; OLAYA, J.; PIAMBA, O.; SCOTTI, A. The effect of niobium addition on the operational and metallurgical behavior of Fe-Cr-C hardfacing deposited by shielded metal ArcWelding. **Journal of Manufacturing and Materials Processing**, Basel, v. 8, n. 1, p. 38, 2024. DOI: <https://doi.org/10.3390/jmmp8010038>.
- 38 BUCHANAN, K. G.; KRAL, M. V. Crystallography and Morphology of Niobium Carbide in As-Cast HP-Niobium Reformer Tubes. **Metallurgical And Materials Transactions A**, New York, v. 43, p. 1760-1769, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-011-1025-0>.
- 39 KEN-HICKEN,. Gas-tungsten arc welding. *In*: HANDBOOK, A. **Welding, brazing and soldering**. [S. l.]: ASM International, v. 6, 1993. p. 590-605.
- 40 VILLANI, P. M.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: UFMG, 2014. 362 p.
- 41 ICSD. **Inorganic crystal structure database**. Disponível em: https://bdec.dotlib.com.br/inicio_asm/application/5. Acesso em: 20 fev. 2025.

- 42 TANDON, DURGA; LI, HUIJUN; PAN, ZENGXI; YU, DAKE; PANG, WILLY. A Review on hardfacing, process variables, challenges, and future works. **Metals**, v. 13, n. 9, p. 1512, 2023. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13091512>.
- 43 FAGUNDES JÚNIOR, J. G. VENTRELLA, V. A. GALLEGGO, J. Reciclagem de Cavacos de Titânio para a Deposição de Revestimentos Duros. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 20, n. 1, 117-127, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2001.12>.
- 44 WERNER THEISEN, S. S. S. H. Wear Resistant Steels and Casting Alloys containing Niobium Carbide. **Steel Research International**, Basel, v. 78, n. 12, p. 921-928, 2007. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.200706307>.
- 45 OLIVEIRA, T. G.; COSTA, A. R. Influência da microestrutura na resistência ao desgaste microabrasivo de ligas de F-Cr-C e Fe-Cr-C-Nb. **Matéria**, Rio de Janeiro, v. 24, n. 1, p. 1-14, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1590/S1517-707620190001.0618>.
- 46 MALUF, O.; CANNIZZA, E.; MUÑOZ RIOFANO, R.; ANGELONI, M.; DIAS, G. Vantagens da Adição de Nióbio em Consumíveis de Solda para Revestimentos Duros. MOSTRA DE DOCENTES EM RJI, 2023, São Paulo. **Anais [...]** São Paulo, 2023. p. 1-8.
- 47 ZHANG, Y.; YANG, J. Formation of Nb(C,N) carbonitride in cast austenitic heat-resistant steel during directional solidification under different withdraw rates. **Materials**, Basel, v. 11, n. 12, p. 1-17, 2018. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma11122397>.
- 48 ZHOU, Z.-H. *et al.* The precipitation of niobium carbide and its influence on the structure of HT250 for automobile wheel hubs. **Materials**, Basel, v. 14, n. 20, p. 6109, 2021. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14206109>.
- 49 ZHANG, Y. *et al.* The precipitation evolution and mechanism of micro-sized NbC in the melt of Fe-25wt.%Cr-3.5wt.%C-2.0wt.%Nb alloy. **Materials Characterization**, Philadelphia, v. 183, p. 1-8, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111611>.
- 50 LIU, J. *et al.* Effect of Cooling Rate and Nb on the Microstructure and Hardness Variation in Microalloying Medium-Carbon Non-Quenched and Tempered Steel Simulated in a Die Forging Process. **Journal of Materials Engineering and Performance**, New York, v. 31, n. 8, p. 6561-6571, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-022-06733-4>.

APÊNDICE

Figura 39 – Análise de significância: fração volumétrica de Nb+C e Nb+C+Si+Mn.

ANOVAOneWay (27/03/2025 15:21:56)

Notes

Input Data

Descriptive Statistics

	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
Nb+C	5	0	23,0094	8,05349	3,60163
Nb+C+Si+Mn	5	0	32,3142	4,80323	2,14807

One Way ANOVA

Overall ANOVA

	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	216,44826	216,44826	4,92322	0,05729
Error	8	351,71851	43,96481		
Total	9	568,16677			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal.
 Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different.
 At the 0.05 level, the population means are not significantly different.

Fit Statistics

	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean
	0,38096	0,2397	6,6306	27,6618

Fonte: Próprio autor.

Figura 40 – Análise de significância: circularidade de Nb+C e Nb+C+Si+Mn.

ANOVAOneWay (27/03/2025 15:30:23)

Notes

Input Data

Descriptive Statistics

	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
Nb+C	5	0	0,4144	0,08705	0,03893
Nb+C+Si+Mn	5	0	0,5152	0,03422	0,0153

One Way ANOVA

Overall ANOVA

	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	0,0254	0,0254	5,80674	0,04253
Error	8	0,035	0,00437		
Total	9	0,0604			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal.
 Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different.
 At the 0.05 level, the population means are significantly different.

Fit Statistics

	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean
	0,42057	0,1423	0,06614	0,4648

Fonte: Próprio autor.

Figura 41 – Análise significância: tamanho de grão de Nb+C e Nb+C+Si+Mn.

ANOVAOneWay (27/03/2025 15:28:59)

Notes

Input Data

Descriptive Statistics

	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
Nb+C	5	0	7,1702	0,31569	0,14118
Nb+C+Si+Mn	5	0	7,6774	0,38796	0,1735

One Way ANOVA

Overall ANOVA

	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	0,64313	0,64313	5,1415	0,0531
Error	8	1,00069	0,12509		
Total	9	1,64382			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal.
 Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different.
 At the 0.05 level, the population means are not significantly different.

Fit Statistics

	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean
	0,39124	0,04764	0,35367	7,4238

Fonte: Próprio autor.

Figura 42 – Análise significância: circularidade de Nb+C+Si+Mn para diferentes energias de soldagem.

ANOVAOneWay (27/03/2025 15:12:09)

Notes

Input Data

Descriptive Statistics

	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
Nb+C+Si+Mn_H1	5	0	0,417	0,09775	0,04371
Nb+C+Si+Mn_H2	5	0	0,5152	0,03422	0,0153
Nb+C+Si+Mn_H3	5	0	0,499	0,05154	0,02305

One Way ANOVA

Overall ANOVA

	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	2	0,02772	0,01386	3,10691	0,08179
Error	12	0,05352	0,00446		
Total	14	0,08124			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal.
 Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different.
 At the 0.05 level, the population means are not significantly different.

Fit Statistics

	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean
	0,34116	0,13999	0,06679	0,47707

Fonte: Próprio autor.

DADOS CURRICULARES

IDENTIFICAÇÃO	
	LETÍCIA KAROLAYNE MOREIRA FIRMO 23/12/1996
Nacionalidade	Brasileira
Nome em citações bibliográficas:	Firmo, Letícia Karolayne Moreira Firmo, L. K. M.
Currículo Lattes	URL: http://lattes.cnpq.br/0200990501789031
ORCID	URL: https://orcid.org/0009-0006-6655-709X
FORMAÇÃO ACADÊMICA	
0000/2906	Engenheira Metalúrgica – Bacharela em Engenharia Metalúrgica pela Universidade do Estado de Minas Gerais unidade João Monlevade

PRODUÇÃO BIBLIOGRÁFICA
FIRMO, L.K.M.; VIEIRA, P.C.; FAGUNDES JÚNIOR, J.G.; ARIAS, A.R.; CUNHA, M.C.; VENTRELLA, V.A. Estudo da viabilidade no reaproveitamento de cavacos de nióbio para a formação de revestimentos resistentes ao desgaste depositados por soldagem <i>In: XII CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA (CONEM)</i> , 2024, Natal – RN - BRASIL. Anais: ISSN: 2966-3121 doi://10.26678/ABCM.CONEM2024.CON24-0602
FIRMO, L.K.M.; VIEIRA, P.C.; FAGUNDES JÚNIOR, J.G.; GALLEGOS, J.; ARIAS, A.R.; CUNHA, M.C.; VENTRELLA, V.A. Análise da viabilidade no reaproveitamento de cavacos de nióbio na fabricação de revestimentos de soldagem resistentes ao desgaste <i>In: 25º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS (25 CBECIMAT)</i> , 2024, Fortaleza – CE – BRASIL. Anais: ISSN: 1519-4787
PARTICIPAÇÃO EM BANCAS
Bancas de trabalhos de conclusão
FIRMO, L.K.M.; SANTOS, C.M.P.; GONÇALVES, A.C. Participação em banca de Lucas da Silva Carnahuba. Manutenção preditiva: análise de dados usando python . 2023. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Ilha Solteira, 2023.
FIRMO, L.K.M.; VENTRELLA, V.A.; CRESPO, G.S. Participação em banca de Emerson Roberto Avoni Junior. Influência do aporte térmico na soldagem da liga de titânio Ti-6Al-4V com laser pulsado ND:YAG . 2023. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Ilha Solteira, 2023.
FIRMO, L.K.M.; SANTOS, C.M.P.; GONÇALVES, A.C. Participação em banca de Vinicius Okushiro Ayres. Sistema de irrigação automatizado de baixo custo . 2024. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Ilha Solteira, 2024.
FIRMO, L.K.M.; SANTOS, C.M.P.; GONÇALVES, A.C. Participação em banca de Elias Moraes da Silva Junior. Análise estática de um ciclo-rickshaw adaptado . 2024. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Ilha Solteira, 2024.
FIRMO, L.K.M.; SANTOS, C.M.P.; GONÇALVES, A.C. Participação em banca de Tina Martins Gonçalves (Nome Social) / Renan Martins Gonçalves (Nome Civil). Investigação do potencial do patins elétrico como solução de micromobilidade urbana . 2024. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Ilha Solteira, 2024.
PARTICIPAÇÃO EM EVENTOS CIENTÍFICOS

1ª JORNADA DE PESQUISADORAS, 2024, (Presidente Prudente). Investigação da viabilidade no reaproveitamento de cavacos de nióbio na formação de revestimentos depositados por soldagem resistente ao desgaste. 2024.

SIMPÓSIO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO DA ENGENHARIA MECÂNICA, 2023, (Ilha Solteira). Estudo da viabilidade no reaproveitamento de cavacos de nióbio para a formação de revestimentos resistente ao desgaste depositados por soldagem. 2023.