

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Escola de Engenharia

Programa de Pós-graduação em Soldagem

Alex Nestor de Oliveira

**ANÁLISE DO EFEITO DA DILUIÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE EM
REVESTIMENTOS DURO FE-C-CR-B-NB DEPOSITADOS POR SOLDAGEM
FCAW-S**

Belo Horizonte

2024

Alex Nestor de Oliveira

**ANÁLISE DO EFEITO DA DILUIÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE EM
REVESTIMENTOS DURO FE-C-CR-B-NB DEPOSITADOS POR SOLDAGEM
FCAW-S**

Monografia de especialização apresentada à
Faculdade de Engenharia da Universidade
Federal de Minas Gerais, como requisito parcial
para a obtenção do título de Especialista em
Soldagem.

Orientador: Prof. Dr Ariel Rodriguez

Belo Horizonte

2024

O48a	<p>Oliveira, Alex Nestor de. Análise do efeito da diluição na resistência ao desgaste em revestimentos duro Fe-C-Cr-B-Nb depositados por soldagem FCAW-S . [recurso eletrônico] / Alex Nestor de Oliveira. – 2024. 1 recurso online (41 f.: il., color.) : pdf.</p> <p>Orientador: Ariel Rodriguez Arias.</p> <p>“Monografia apresentada ao Curso de Especialização em Engenharia da Soldagem da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais”</p> <p>Bibliografia: f. 38-41.</p> <p>1. Soldagem. 2. Desgaste mecânico . 3. Chapas de aço. I. Arias, Ariel Rodríguez. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.</p> <p>CDU: 621.791</p>
------	--



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

CURSO DE SOLDAGEM



ATA DA DEFESA DA MONOGRAFIA DO ALUNO ALEX NESTOR DE OLIVEIRA

Realizou-se, no dia 08 de agosto de 2024, às 09:00 horas, LRSS, da Universidade Federal de Minas Gerais, a defesa de monografia, intitulada *ANÁLISE DO EFEITO DA DILUIÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE EM REVESTIMENTOS DURO Fe-C-Cr-B-Nb DEPOSITADOS POR SOLDAGEM FCAW-S*, apresentada por ALEX NESTOR DE OLIVEIRA, número de registro 2021662181, graduado no curso de ENGENHARIA MECÂNICA, como requisito parcial para a obtenção do certificado de Especialista em SOLDAGEM, à seguinte Comissão Examinadora: Prof(a). Ariel Rodriguez Arias - Orientador (UFMG), Prof(a). JOSÉ GEDAEL FAGUNDES JÚNIOR (UNESP - Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira), Prof(a). Mateus Codognotto Cunha (CEFET-MG).

A Comissão considerou a monografia:

Aprovada (90) Nota

Reprovada

Finalizados os trabalhos, lavrei a presente ata que, lida e aprovada, vai assinada por mim e pelos membros da Comissão.
Belo Horizonte, 08 de agosto de 2024.

Prof(a). Ariel Rodriguez Arias (Doutor)

Prof. Dr. José Gedael Fagundes Jr.
Professor Doutor Assistente
Depo. Engenharia Mecânica
FEIS/UNESP - Matr.: 452186-9

Prof(a). JOSÉ GEDAEL FAGUNDES JÚNIOR (Doutor)

Prof(a). Mateus Codognotto Cunha (Mestre)

Dedico este trabalho a minha esposa Tairine Oliveira e os meus filhos Benjamim e Davi que foram inspiração para realização de um mais um objetivo.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de expressar minha eterna gratidão a Deus; Porque dele, e por meio dele, e para ele são todas as coisas. A ele, pois, a glória eternamente. Amém. Agradeço a minha esposa Tayrine Oliveira que foi inspiração e motivação para realização deste trabalho e aos meus filho Benjamim e Davi que fazem tudo ter um sentido especial. Agradeço ao meu orientador, Ariel Rodriguez, pela orientação e dedicação, e aos meus Familiares e amigos pelo apoio ao longo dessa jornada.

A UFMG e seu ambiente propício à pesquisa foram fundamentais para o desenvolvimento deste estudo. Por fim, agradeço a Eutectic do Brasil que disponibilizou o material de corpo de prova usada neste estudo.

O apoio que recebi fortaleceu meu compromisso com a pesquisa e contribuiu significativamente para o meu crescimento acadêmico e profissional. Mais uma vez, de coração, meu sincero agradecimento a todos por fazerem parte desta vitória.

“Confia no Senhor de todo o teu coração, e não te estribes no teu próprio entendimento. Reconhece-o em todos os teus caminhos, e ele endireitará as tuas veredas. Não sejas sábio a teus próprios olhos; teme ao Senhor e aparta-te do mal!

Provérbios 3: 5-7”

RESUMO

O desgaste é um dos principais desafios na operação industrial, acarretando elevados custos devido a falhas não programadas em equipamentos. Sendo assim, visa-se que a aplicação de tecnologias que buscam reduzir o atrito e aumentar a resistência ao desgaste possa diminuir essas perdas em setores como mineração, cimenteiras, sucroalcooleiras, siderúrgicas, entre outros. Dentre as várias soluções para reduzir os gastos com manutenção devido ao desgaste, destaca-se o uso de chapas com revestimento duro com alta resistência à abrasão. À vista disso, este estudo teve como objetivo analisar a resistência ao desgaste de uma liga de revestimento duro hipereutética com alto teor de cromo dos sistemas Fe-C-Cr-B-Nb, depositada sobre uma chapa de aço carbono A36 por meio da técnica de soldagem FCAW. Dependendo do número de camadas de solda aplicadas a diluição do metal de adição no metal base provoca variações na resistência ao desgaste da chapa,. Portanto, o estudo também examinou a resistência ao desgaste considerando o efeito da diluição, avaliando a liga Fe-C-Cr-B-Nb com uma e duas camadas depositadas. Os resultados indicaram que o revestimento com duas camadas teve um desempenho superior ao de uma camada.

Palavras-chave: FCAW; Revestimento Duro; Desgaste Abrasivo.

ABSTRACT

Wear is one of the main challenges in industrial operations, leading to high costs due to unexpected equipment failures. Therefore, the application of technologies aimed at reducing friction and increasing wear resistance can decrease these losses in sectors such as mining, cement plants, sugar and ethanol industries, steel mills, among others. Among the various solutions to reduce maintenance costs due to wear, the use of bimetallic plates with high abrasion resistance stands out. In view of this, this study aimed to analyze the wear resistance of a hyper-eutectic hardfacing alloy with high chromium content from the Fe-C-Cr-B-Nb systems deposited on an A36 carbon steel plate using the FCAW welding technique. The dilution of the filler metal into the base metal causes variations in the wear resistance of the plate, depending on the number of weld layers applied. Therefore, the study also examined wear resistance considering the dilution effect, evaluating the Fe-C-Cr-B-Nb alloy with one and two deposited layers. The results indicated that the coating with two layers outperformed the single-layer coating.

Keywords: "FCAW"; Abrasive Wear; Hardfacing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama Esquemático (a) revestimento duro depositado por FCAW e (b) seção transversal (fonte: (Tandon, Durga, et al. 2023)).	19
Figura 2 – Figura esquemática do teste de desgaste na configuração pino sobre plano (Fonte: ASMT G133-05, 2016).	25
Figura 3 – Chapa de desgaste cortada e corpo de prova na seção transversal.	28
Figura 4 – Macrografia das amostras, (a) 1 camada; (B) 2 camadas.	30
Figura 5 – Micrografia feita por microscópio eletrônico de varredura das regiões mais próximas a superfícies, amostra com 1 camada.	31
Figura 6 - MAPA elementar feito por EDS da região mais próxima da superfície da camada, amostra 1 camada.	32
Figura 7 – Micrografia das regiões: (a) próxima a superfície, 2 segunda camada; (B) região próxima ao substrato; amostra 2 camadas. Magnificação de 1000x.	32
Figura 8 - MAPA elementar feito por EDS da região mais próxima a superfície do revestimento, amostra 2 camadas.	33
Figura 9 - MAPA elementar feito por EDS da região próxima do MB, amostra 2 camadas.	34
Figura 10 - Variação da microdureza média em relação a profundidade na seção transversal, amostra 1 camada.	34
Figura 11 - Variação da microdureza média em relação a profundidade na seção transversal, amostra 2 camadas.	Erro! Indicador não definido.
Figura 12 – Microdureza média, 1 e 2 camadas.	35
Figura 13 - Perfilometria Óptica 3D da trilha de desgaste gerada durante o teste.	36
Figura 14 – Coeficiente de desgaste das amostras, Metal de Base (MB), 1 camada e 2 camadas.	36

LISTA DE TABELA

Tabela 1 - Composição química das ligas de estudo.....	27
--	----

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	13
2. OBJETIVO	15
2.1. Objetivo geral	15
2.2. Objetivos Específicos	15
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
3.1. Processo de soldagem por arame tubular – Flux Cored Arc Welding (FCAW)	16
3.2. Avanços Recentes na Soldagem FCAW	16
3.2.1. Desenvolvimento de novos Arames	16
3.2.2. Técnicas de Monitoramento e Controle.....	17
3.3. Revestimentos duros.....	17
3.3.1. Diluição em revestimentos duros	20
3.3.2. Microestrutura de revestimentos duros.....	22
3.4. Ensaio de desgaste pino-sobre-plano.....	23
4. MATERIAIS E METODOLOGIA	27
4.1. Preparo de amostra	27
4.2. Análise micrográfica.....	28
4.3. Análise de dureza na profundidade	28
4.4. Análise de desgaste acelerado	29
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	30
5.1. Metalografia.....	30
5.2. Análise de microdureza	34
5.3. Desgaste.....	35
6. CONCLUSÃO	38
REFERÊNCIAS	39

1. INTRODUÇÃO

O desgaste é um dos problemas inerentes à operação industrial, pois toda superfície em movimento relativo entre si está sujeita a ele. Sendo assim, seu estudo é fundamental, uma vez que o desgaste gera elevados custos devido a falhas de equipamentos, paradas inesperadas para manutenção e reposição constante de peças. No Brasil, no ano de 2004, foram estimadas perdas econômicas devido ao desgaste de equipamentos na faixa entre 1 e 6% do PIB (SINATORA, 2005). Porém, foi demonstrada a eficácia em investimentos na pesquisa aplicada ao estudo do atrito e desgaste, com retornos financeiros de cerca de 40 vezes na mineração de carvão na China e de aproximadamente 64 vezes nos Estados Unidos (JOST, 1990). Também se avaliou que os custos com o desgaste poderiam ser reduzidos em até 20% utilizando as tecnologias já existentes (JOST, 1990) e que 50% dos problemas de desgaste presentes na indústria são causados por abrasão (EYRE, 1976).

Diante disso, estudos têm focado em encontrar o material mais adequado para cada ambiente e em buscar melhorar a resistência ao desgaste dos materiais. Esses estudos também levam em consideração outras propriedades, como a tenacidade à fratura e a resistência à corrosão, que são importantes dependendo da aplicação. No setor da mineração, as perdas econômicas devido ao atrito e desgaste totalizam o valor de 210 milhões de euros anualmente, sendo que aproximadamente um terço desse valor corresponde à manutenção dos equipamentos de extração (HOLMBERG et al., 2017). Estima-se que, por meio da aplicação das novas tecnologias voltadas para a redução do atrito e desgaste na indústria da mineração, essas perdas podem ser reduzidas em 15% no período de 10 anos e em 30% no período de 20 anos (HOLMBERG et al., 2017).

Uma das técnicas para reduzir as despesas com manutenção em ativos de mineração devido ao desgaste é a aplicação de chapas bimetálicas de alta resistência à abrasão (PRADEEP et al., 2010). Essas chapas possuem um substrato de aço carbono e são revestidas por aço de alta liga com grande fração volumétrica de carboneto de altíssima dureza. Geralmente, essas chapas são depositadas pela técnica FCAW, uma vez que esta técnica permite a deposição de grande quantidade de material, boa qualidade da solda e facilidade na adição de elementos de liga (LEITE, MARQUES, 2009). Porém, é intrínseco a esta técnica a ocorrência da diluição do metal de adição no metal de base. Esse fato, juntamente com variáveis de processo como aporte térmico e taxa de resfriamento, entre

outros, colabora para a heterogeneidade na microestrutura do revestimento depositado. Esse fator leva a efeitos deletérios nas propriedades mecânicas e tribológicas do revestimento.

Tendo em vista o exposto, o presente estudo se propôs a caracterizar a microestrutura e a variação do coeficiente de desgaste de duas ligas comerciais. No estudo também foram analisados e discutidos os efeitos metalúrgicos e da dureza no coeficiente de desgaste obtida experimentalmente.

2. OBJETIVO

2.1. Objetivo geral

Avaliar a resistência ao desgaste de chapas de revestimento duro de liga Fe-C-Cr-B-Nb com uma e duas camadas de revestimento depositada pela técnica de soldagem por arame tubular.

2.2. Objetivos Específicos

- Estudar a microestrutura da liga Fe-C-Cr-B-Nb;
- Determinar o perfil de dureza em função da profundidade dos revestimentos estudadas e comparar os resultados entre eles;
- Avaliar a influência da diluição na resistência a abrasão;
- Avaliar a resistência a abrasão entre a liga depositadas Fe-C-Cr-B-Nb.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Processo de soldagem por arame tubular – Flux Cored Arc Welding (FCAW)

A soldagem a arco com arame tubular é um processo amplamente utilizado na indústria. Desenvolvido na década de 1950, o FCAW se destaca pela utilização de um arame tubular preenchido com fluxo, cujas principais funções são liberar gases capazes de promover a proteção da poça de fusão e estabilizar o arco-elétrico, escorificar as impurezas, além de conter elementos que são incorporados no cordão de solda. Os fluxos compostos por diversos tipos de pós-metálicos ou não, têm como uma das finalidades fornecer outros elementos de liga, conferindo diferentes propriedades ao cordão de solda, uma delas a resistência ao desgaste. Durante a soldagem, o arame tubular é alimentado continuamente e o arco elétrico é estabelecido entre o arame e a peça de trabalho, fundindo ambos e formando a poça de fusão. (VILLANI et al.,2016).

Existem duas variantes principais do FCAW: FCAW-S (*Self-Shielded Flux-Cored Arc Welding*) e; FCAW-G (*Gas-Shielded Flux-Cored Arc Welding*). Na primeira variante, o fluxo do arame contém que, ao se decompor, gera gases de proteção necessários, eliminando a necessidade de um gás de proteção externo. Já na segunda requer um gás de proteção externo, como dióxido de carbono (CO₂) ou uma mistura de argônio e CO₂

Normalmente, o fluxo contido no arame tubular equivale a entre 30% e 50% da seção transversal do arame. Devido à hidrofiliabilidade do fluxo e à ausência de revestimento neste tipo de arame, eles são armazenados em estufas com temperatura controladas. A falta deste controle pode comprometer diretamente a qualidade do consumível e, conseqüentemente a qualidade da solda devido à inclusão de hidrogênio na mesma. (Villani *Et Al.*,2016; Hutchings, Shipway, 2017).

A soldagem FCAW é utilizada em diversas indústrias devido à sua capacidade de realizar soldas de alta qualidade com alta taxa de deposição. Dentre elas destaca-se o seu uso na deposição de revestimentos duros. Uma vez que o processo de deposição por FCAW tem grande produtividade e facilidade de automação.

3.2. Avanços Recentes na Soldagem FCAW

3.2.1. Desenvolvimento de novos Arames

Os avanços no desenvolvimento de arames tubulares têm se concentrado em melhorar as propriedades da solda e a eficiência do processo. Novos arames com composições de fluxo

otimizadas oferecem melhor controle da escória, redução de fumos e melhor estabilidade do arco.

A soldagem com arame tubular (FCAW) é amplamente utilizada devido à sua versatilidade e capacidade de automação, com crescente adoção em diversas indústrias. Uma análise cienciométrica de 993 publicações sobre FCAW revelou direções de pesquisa predominantes, como soldagem subaquática, revestimento duro e questões de saúde e segurança, além de propriedades e soldabilidade de ligas ferrosas. Estudos revisionais destacaram que países como China, Índia, EUA e Brasil possuem intensa pesquisa no desenvolvimento destes arames e são onde estão situadas as principais agências de financiamento, equipes de pesquisa ativas e periódicos relevantes (Świerczyńska, et al., 2024).

3.2.2. Técnicas de Monitoramento e Controle

A integração da automação e robótica no processo FCAW tem melhorado significativamente a precisão e a repetibilidade das soldas. Robôs de soldagem equipados com sistemas de FCAW são usados em aplicações de alta produção, como na fabricação automotiva e na construção naval. Tecnologias avançadas de monitoramento e controle, como a detecção de arco e sistemas de feedback em tempo real, têm sido desenvolvidas para melhorar a qualidade da solda. Essas tecnologias permitem ajustes automáticos nos parâmetros de soldagem, garantindo soldas consistentes e de alta qualidade.

3.3. Revestimentos duros

As ligas de revestimento duro são geralmente produzidas através da atomização de pós e da adição de elementos de liga em sua forma pura ou como ferro-ligas. Esses materiais são amplamente aplicados como revestimentos de solda para aumentar a resistência ao desgaste e à corrosão em setores como agricultura, construção, mineração, entre outros (Garbade e Dhokey, 2021).

Em sistemas tribológicos bem projetados, a remoção de material é geralmente um processo muito lento, mas constante e contínuo. Os modos ou tipos diferentes de desgaste incluem: abrasão, erosão, corrosão, adesão, impacto e fadiga de superfície. As características superficiais dos materiais de engenharia têm um efeito significativo na funcionalidade e na vida útil de um componente, portanto, não podem ser negligenciadas no design.

O revestimento duro com arames tubulares é um dos métodos mais comuns para restaurar partes de equipamentos ou instrumentos e aumentar sua durabilidade. Devido à sua alta versatilidade, a soldagem por FCAW é usada em quase todos os ramos técnicos onde é

necessário restaurar ou aumentar a durabilidade das partes dos equipamentos. Esse método não só é simples e versátil, mas também é caracterizado pela alta qualidade da camada depositada, o que permite usar o FCAW para revestir partes ou instrumentos de equipamentos críticos (Ivanov et. al, 2022).

O revestimento duro é geralmente aplicado através de processos de soldagem; é também superior a outros processos, pois pode ser adequado para a grande maioria das ligas (Garbade e Dhokey, 2021). A corrente elétrica, como parte dos parâmetros de soldagem, determina o grau de fusão do material base e a intensidade de transferência do material do eletrodo para a zona de reação. Normalmente, para o método FCAW, é utilizada uma corrente de 220-250 A, pois ela pode proporcionar um revestimento duro relativamente rápido e produtivo (Coronado et al., 2009). Sob essa corrente, a fusão do material base na zona de contato é intensa, resultando em uma mistura intensa com o material do eletrodo, o que reduz a quantidade de material do eletrodo depositado na primeira camada de revestimento duro (Ivanov et. al, 2022).

Para uma maior investigação sobre os revestimentos duros, esses materiais foram explorados mais a fundo. Esses revestimentos são formados pela aplicação de ligas metálicas especiais de alta dureza através da soldagem de cordões sobre chapas, conforme apresentado na Figura 1. Existem vários processos de soldagem que podem ser utilizados para aplicar revestimentos duros, como arco submerso e arame tubular. A escolha do processo de soldagem depende de diversos fatores, como o ambiente de trabalho (campo ou fábrica), a função do componente, a composição do metal base, o tamanho e a forma do componente, o estado de degradação do componente a ser reparado, além do número de peças semelhantes que necessitam de revestimento (Pradeep et al., 2010; Leite, Marques, 2010).

Atualmente, o revestimento duro é o processo mais versátil e econômico para diminuir os custos de substituição e aumentar a durabilidade de componentes desgastados. Esse processo permite a aplicação de uma grande variedade de métodos de soldagem em materiais de aço. Diferentes elementos de liga podem ser adicionados ao metal base por meio de consumíveis de soldagem, como varetas tubulares, (Garbade e Dhokey, 2021).

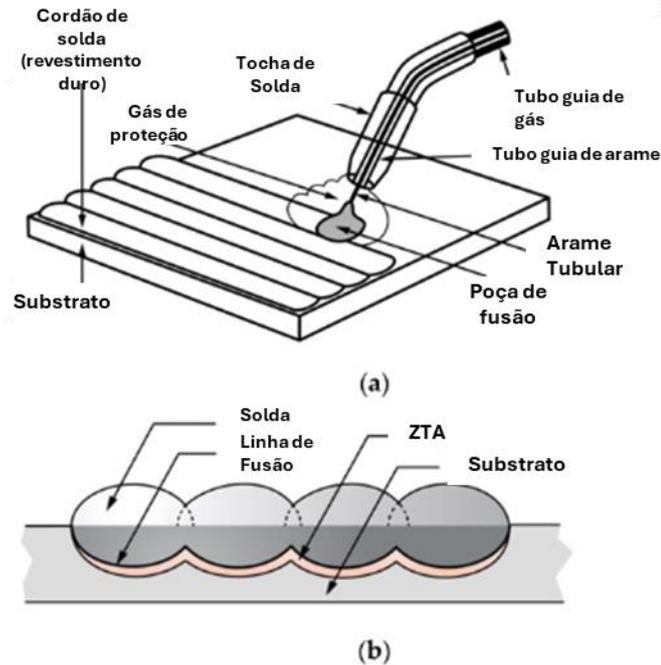


Figura 1 – Diagrama Esquemático (a) revestimento duro depositado por FCAW e (b) seção transversal

(fonte: (Tandon, Durga, et al. 2023).

Parâmetros de soldagem, como entrada de calor, extensão do eletrodo, velocidade de alimentação do arame e velocidade de deslocamento, influenciam significativamente a diluição, a penetração da solda, a estrutura e a qualidade da solda, os respingos, a profundidade da zona termicamente afetada (ZTA) e sua microestrutura. Portanto, otimizar esses parâmetros é crucial para obter uma superfície com qualidade ideal que atenda à funcionalidade exigida. Diversos estudos sobre soldagem e revestimento investigaram esses parâmetros e analisaram seus efeitos (Tandon, Durga, et al. 2023).

O aporte térmico aplicado influencia o tamanho, a dureza e a microestrutura da ZTA, impactando assim a função pretendida da estrutura. Normalmente, recomenda-se utilizar menores entradas de calor para reduzir danos térmicos, diluição e distorção no metal base. Por exemplo, conforme ilustrado na Figura 1, uma maior entrada de calor durante a resulta em um aumento na largura da região mais macia e na área total da ZTA, o que amplia a área de menor dureza e diminui a dureza geral do metal base. De modo semelhante, pesquisas anteriores de soldagem também indicam que a otimização da entrada de calor é crucial para obter a qualidade ideal da solda (Tandon, Durga, et al. 2023).

3.3.1. Diluição em revestimentos duros

A diluição refere-se à quantidade de metal base presente no depósito de solda. Quanto maior a porcentagem de diluição, maior será a quantidade de metal base no depósito de solda; o oposto também é verdadeiro (Coronado, 2009). Estudos prévios demonstraram o efeito negativo da diluição, especialmente em termos de dureza e comportamento de resistência ao desgaste do revestimento (Das et al., 2003; Chen, 1997).

Geralmente, processos de soldagem que resultam em baixa diluição são preferidos para aplicações de revestimento duro (Coronado, 2009). Porém, valores de diluição muito baixos podem ser prejudiciais à solda. A baixa diluição no revestimento duro implica que o metal de adição não penetrou substancialmente no metal base, o que pode comprometer a resistência de ligação, causando deslocamento, portanto, há um valor mínimo de diluição a ser usado que dependerá do tipo de processo, posição de soldagem, parâmetros, metal de adição, entre outros (Pradeep et al., 2010; Henderson et al., 1991). O objetivo principal de manter a diluição o mais baixa possível é obter propriedades ideais no depósito de revestimento duro.

Muitos estudos já foram conduzidos com o intuito de avaliar os principais fatores que governam a diluição na deposição de revestimento duro. Henderson (1991) destaca o aumento da diluição com o incremento da corrente de soldagem e da composição química do eletrodo e do metal base ((Tandon, Durga, et al. 2023); Henderson, 1991). Já Okechukwu e colaboradores apontam que menores aportes térmicos resultam em menor diluição (Okechukwu et al., 2018; Rovatti et al., 2005). Rovatti (2005) observou que as posições de soldagem horizontais e planas são mais suscetíveis à diluição (Rovatti et al., 2005). Também foi visto que quanto maior a fração volumétrica de carbonetos menor os efeitos negativos da diluição (Okechukwu et al., 2018). Por fim, outros estudos sugerem que a diluição pode ser significativamente reduzida utilizando um processo de soldagem de menor energia (Balaguru et al., 2020).

Quantos aos efeitos negativos da diluição, estudos indicaram que os valores de dureza do revestimento diminuem com o aumento da diluição com o substrato (Das et al., 2003; Chen, 1997). O aumento da diluição também provoca sensíveis alterações microestruturais, como na quantidade da fração volumétrica de carbonetos, variação do tamanho médio dos carbonetos e mudanças no modo de solidificação da matriz. Tais alterações microestruturais são as principais responsáveis pelas alterações das propriedades do revestimento e, por consequência, na redução da sua resistência ao desgaste (Tandon, Durga, et al. 2023).

Aumentar o número de camadas das ligas de revestimento duro resulta em uma significativa redução da diluição, aumento da dureza e conseqüentemente melhorando as

características mecânicas gerais dos depósitos. Estudos sobre depósitos de revestimento duro à base de ferro, com uma ou duas camadas, demonstraram maior dureza e maior resistência ao desgaste nas amostras de dupla camada (Rizio, 1994; Gualco et al., 2016). Como ilustrado na Figura 2, o aumento no número de camadas duras também contribuiu para melhorar a resistência à perda por desgaste (Coronado et al., 2009). Pesquisas anteriores indicaram que o uso de múltiplas camadas de depósito reduz a diluição, além de aprimorar a distribuição e o tamanho das fases duras nas microestruturas, o que eleva a dureza geral dos depósitos (Coronado et al., 2009).

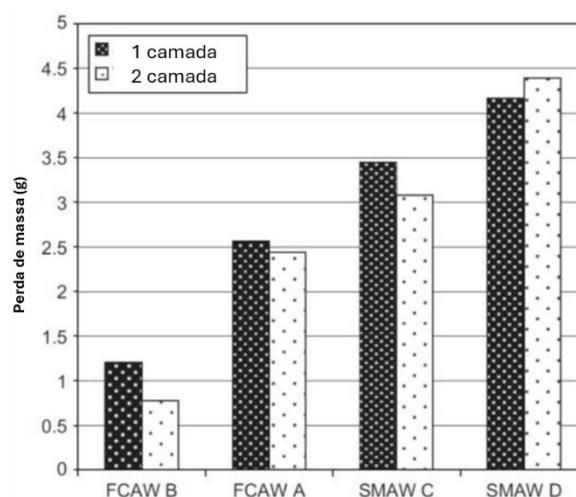


Figura 2 – perda de massa devido ao desgaste de revestimentos com uma e três camadas (Coronado et al., 2009).

Tandon, Durga, et al. (2023), em seu estudo revisional, reportaram que revestimentos com mais de uma camada tendem a diminuir a diluição à medida que aumenta o número de camadas de revestimento duro; geralmente, duas a três camadas são suficientes para minimizar seus efeitos deletérios. Os autores também observaram que, devido à diluição, tanto o tamanho médio quanto a fração volumétrica de carbonetos de cromo e, conseqüentemente, a resistência ao desgaste abrasivo em depósitos de duas camadas são maiores do que em depósitos de uma única camada.

Resultados de outra pesquisa com depósitos multicamadas também confirmaram que o aumento no número de camadas reduz a diluição, aumentando, assim, a dureza e a resistência ao desgaste da camada dura, como mostrado na Figura 3 (Chotěborský, 2009; Brezinová, 2016).

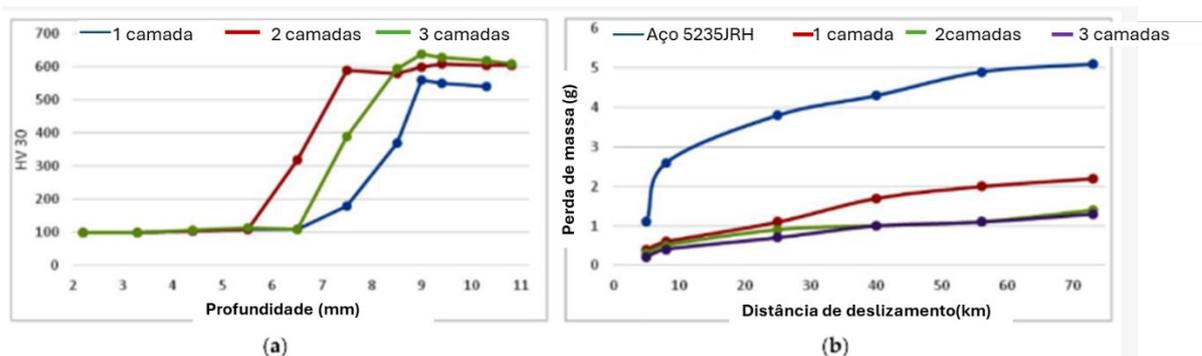


Figura 3 – (a) dureza e (b) perfil de desgaste obtidos para diferentes número de camadas (Chotěborský, 2009; Brezinová, 2016).

Além disso, o revestimento duro multicamadas também é sugerido para reduzir defeitos internos na superfície, aprimorar a resistência de ligação e aumentar a resistência ao desgaste (Tandon, Durga, et al. 2023). Também se observou que o uso de múltiplas camadas de revestimento duro melhorou as características de dureza e resistência ao desgaste (Balaguru et al., 2020).

3.3.2. Microestrutura de revestimentos duros

Com base em pesquisas anteriores, as microestruturas têm um impacto direto na dureza e no comportamento de desgaste e impacto dos depósitos de revestimento duro (Stubbington, 2021). Fases duras na microestrutura conferem boa resistência ao desgaste, mas são suscetíveis a fraturas frágeis. Em contrapartida, fases macias proporcionam boa resistência ao impacto e capacidade de absorção de energia, porém são altamente dúcteis e apresentam baixa resistência ao desgaste.

As ligas de revestimento duro à base de ferro-cromo, geralmente ferros brancos ligados ao cromo e aços alto carbono ligados, correspondem à maioria das ligas empregadas. Elas tendem a formar microestruturas com alta fração volumétrica de carbonetos dispersos em uma matriz composta geralmente de austenita, ferrita e martensita, a depender do percentual dos elementos de liga constituintes (Stubbington, 2021). Geralmente, matrizes austeníticas são macias, mas dúcteis e resistentes, e têm endurecimento rápido. A dureza nas estruturas ferríticas aumenta com a taxa de resfriamento. Matrizes martensíticas proporcionam uma estrutura dura e mais frágeis, sendo mais suscetíveis a danos por impacto.

Carbonetos são extremamente duros e frágeis. Alguns carbonetos incluem Cr, Mo, W, V, Ti, Nb e Fe (Wang et al., 2008). A composição química, distribuição, forma e tamanho dos carbonetos, bem como a composição da matriz, determinam o comportamento de dureza e resistência ao desgaste do revestimento duro (Chaidemenopoulos et al., 2019). Carbonetos

menores uniformemente distribuídos na matriz resultam em maior dureza do depósito (Nagentrau et al., 2019).

Um melhor comportamento de desgaste abrasivo foi obtido a partir de carbonetos complexos finos e homoganeamente distribuídos, em comparação com os carbonetos de cromo hipereutéticos e estruturas martensíticas (Rojacz et al., 2022). Outro estudo relatou que uma maior dureza da matriz, maior tamanho de carbeto e menor distanciamento interparticular de carbonetos melhoraram a resistência ao desgaste sob a ação combinada de impacto e abrasão (Badisch et al., 2009). O tamanho e a fração volumétrica de carbonetos mostraram ter uma relação direta com a propriedade de resistência ao desgaste (Coronado et al., 2009). Partículas de carbeto menores em frações volumétricas mais altas na microestrutura resultaram em melhor resistência ao desgaste.

Ao revisar as diferentes estruturas de carbonetos, observa-se que os carbonetos do tipo M_7C_3 aumentam a dureza e melhoram as propriedades de resistência ao desgaste. Esses carbonetos são encontrados em ligas FeCrC com teores mais elevados de cromo e carbono (18-30% em massa e 2-5% em massa, respectivamente) (Chang et al., 2010). A adição de boro à liga FeCrC homogenizou a distribuição de fases duras na matriz, aumentando a dureza e melhorando as propriedades de desgaste (Yüksel and Şahin, 2014; Eroglu, 2009; Bedolla-Jacuinde et al., 2010). Da mesma forma, a adição de Mo até um certo teor em massa para formar carbonetos complexos de Mo aumentou a dureza, resistência ao desgaste e resistência ao choque térmico (Wang et al., 2008).

Alterações na composição de cromo e carbono nas ligas FeCrC de alto teor de cromo formam diferentes estruturas duras, como hipoeutética, eutética e hipereutética (Fan et al., 2006). Carbonetos $M_{23}C_6$ hipoeutéticos podem ser distinguidos por sua estrutura lamelar, enquanto $M_{23}C_6$ eutéticos possuem uma estrutura dendrítica equiaxial. Estruturas hipereutéticas são caracterizadas por sua natureza trifásica (α , $M_{23}C_6$ e M_7C_3). Estudos também demonstraram que, em comparação com os carbonetos primários de cromo, as propriedades de resistência ao desgaste por abrasão são significativamente melhoradas com o uso de carbonetos complexos de elementos como Ti, Nb, V e W, mesmo em uma única camada (Wang & Li, 2010; Tandon, Durga, et al. 2023).

3.4. Ensaio de desgaste pino-sobre-plano

O comportamento do desgaste é um fenômeno complexo que envolve dois ou mais corpos, um ou mais materiais, e é influenciado por uma ampla gama de fatores como movimento, carga e ambiente (Hutchings, Shipway, 2017; Zum Gahr, 1998). Um material pode

desgastar-se por diferentes mecanismos em situações diversas, e materiais distintos podem sofrer desgaste por diferentes mecanismos na mesma situação (Trezona et al., 1999). O desgaste de uma superfície ou corpo também pode ser afetado pelo desgaste do outro corpo em contato. Assim, o comportamento de desgaste, ou simplesmente desgaste, é melhor entendido como uma propriedade do sistema, não apenas do material (Hutchings, Shipway, 2017; Zum Gahr, 1998). O conjunto de elementos que influenciam o comportamento de desgaste é chamado de tribossistema. Devido à complexidade desse fenômeno, o principal aspecto na escolha de um teste de desgaste para uma aplicação é simular o tribossistema da aplicação durante o teste de desgaste (ASTM G190-15, 2015). Outro aspecto metodológico na escolha de um teste de desgaste é acelerar os resultados de desgaste, o que está relacionado à consideração da simulação (ASTM G190-15, 2015).

Com isso em mente, é crucial que o teste de desgaste usado no estudo seja selecionado levando em conta os parâmetros mencionados e tenha um sistema rigoroso de controle para eles. O coeficiente de desgaste e o atrito dependem das condições de deslizamento, onde até pequenas alterações podem resultar em mudanças significativas no mecanismo dominante e, conseqüentemente, no coeficiente de desgaste. Portanto, a escolha cuidadosa dos parâmetros e da configuração do teste, juntamente com o controle e monitoramento rigorosos dos ensaios, são essenciais para que os resultados de um teste sejam válidos cientificamente (Hutchings, Shipway, 2017).

Por essas razões, este estudo optou pelo uso do ensaio de desgaste acelerado na configuração pino-sobre-disco, também conhecido como reciprocante. Este teste permite que sejam simuladas condições extremas em que um material abrasivo de elevada dureza desliza sobre a superfície do revestimento duro, aplicando sobre ele grande carga normal.

O ensaio de desgaste pino-sobre-disco consiste na realização do desgaste por meio do movimento relativo entre uma superfície plana e um pino (Hutchings, Shipway, 2017; ASTM G 133-05, 2016). A direção do movimento entre as superfícies de deslizamento reverte periodicamente, fazendo com que o deslizamento oscile para frente e para trás em linha reta. Este método de teste pode ser aplicado tanto a tribossistemas lubrificados quanto não lubrificados (ASTM G 133-05, 2016). A Figura 4 ilustra o esquema operacional do ensaio de desgaste pino-sobre-disco, conforme descrito anteriormente.

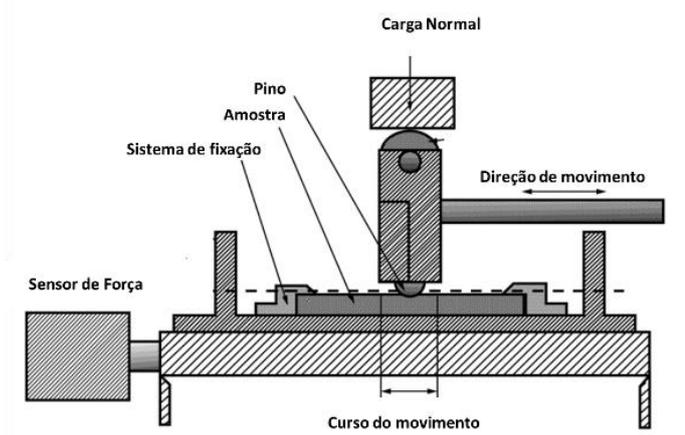


Figura 4 – Figura esquemática do teste de desgaste na configuração pino sobre plano

(Fonte: ASMT G133-05, 2016).

A quantificação do desgaste durante os testes pode ser realizada por meio de diversas técnicas, como a perda de massa, perda ou deslocamento de volume, largura ou profundidade da trilha de desgaste, medidas geométricas, e métodos indiretos, como o tempo necessário para desgastar um revestimento ou a carga necessária para causar desgaste severo, além da alteração na refletância da superfície. A escolha do parâmetro de quantificação do desgaste depende do tipo de amostras utilizadas, da importância para a aplicação, e das técnicas disponíveis (ASTM G190-15, 2015).

Para grandes quantidades de desgaste, a medição da perda de massa é adequada por ser simples e pelo fato de balanças geralmente estarem disponíveis. No entanto, essa medição apresenta três limitações principais. Primeiro, se os materiais testados diferem em densidade, a perda de peso não oferece uma comparação justa entre eles. O desgaste está relacionado ao volume de material deslocado, mas a variação de massa não é sensível ao desgaste causado por deslocamento de material ou deformação plástica. Por fim, em casos em que há transferência de massa do contra-corpo para a amostra, pode ocorrer ganho de peso. Portanto, a medição da perda de massa é válida apenas quando os materiais têm densidades semelhantes e quando não há deslocamento ou transferência de material (ASTM G190-15, 2015).

Por outro lado, a medição do volume de desgaste, embora seja uma medida direta do desgaste, frequentemente é difícil de realizar devido à complexidade e ao tempo necessário para determinar a profundidade do desgaste. Muitos estudos optam por medir apenas a largura da trilha de desgaste, desconsiderando a profundidade, devido à limitação dessa medida para

geometrias específicas de teste. No entanto, em geometrias menos complexas, como as trilhas de desgaste geradas no ensaio pino sobre plano, a medição da profundidade torna-se mais viável (ASTM G190-15, 2015).

Neste estudo, optou-se pela medida do volume de desgaste como método para quantificar o desgaste produzido nos testes. Essa escolha foi motivada pela capacidade de proporcionar uma medida direta do desgaste e pela simplificação proporcionada pela trilha de desgaste gerada no ensaio pino-sobre-plano, que facilita a aplicação da técnica de perfilometria 3D. A partir dos resultados do volume de desgaste medidos por perfilometria 3D, foi determinada a taxa de desgaste dos materiais no teste.

A equação Archard apresentada pela Equação 1 (Hutchings, Shipway, 2017). Na qual: k = coeficiente de desgaste; F_n = Força normal; d = distância total percorrida durante o ensaio; V = volume de desgaste; H = dureza. Substituindo a Equação 2 na Equação 1 conseguimos obter a equação que expressa o coeficiente de desgaste adimensional (K), grandeza que será usada na comparação deste estudo.

$$\frac{V}{d} = \frac{c \cdot F_n}{H} \quad (1)$$

$$K = \frac{k}{H} \quad (2)$$

$$k = \frac{V}{d \cdot F_n} \quad (3)$$

Segundo Hutchings, Shipway (2017), o coeficiente de desgaste é por muito útil, pois, permite comparar diferentes tipos de material independente de suas propriedades.

4. MATERIAIS E METODOLOGIA

4.1. Preparo de amostra

Os testes foram conduzidos em chapas com uma de espessura de 20 mm (10 mm de metal de adição mais 10 mm de metal de base) e, outra com espessura de 13mm (5mm de metal de adição e 8mm de metal de base). A Tabela 1 apresenta a composição química do substrato e do revestimento. Portanto, o presente trabalho teve como objeto de estudar duas amostras denominadas: 2 camadas e 1 camada. Todos os revestimentos usados foram depositados pela Eutectic Castolin utilizando a técnica FCAW-S. Os parâmetros de deposição não serão abordados neste trabalho, pois fazem parte da propriedade intelectual da empresa e, portanto, serão mantidos em sigilo.

Tabela 1 - Composição química das ligas de estudo.

Elemento	Substrato: (ASTM A36)	Revestimento
C	0,26% (MAX)	4,0 a 5,5%
Si	0,4% (MAX)	<2,0%
B	N/A	0,4 a 0,8%
S	0,05% (MAX)	<0,03
P	0,04% (MAX)	0.025%
Cr	N/A	15 a 20,0%
Mn	N/A	<2%
Nb	N/A	1,0 a 2,5%
W	N/A	N/A
Fe	Bal.	Bal.

O material foi seccionado por meio da técnica de corte d`água para evitar alterações metalúrgicas na face de teste. Em seguida a superfície de ensaio foi preparada prova foram fresados a fim de garantir a planicidade das face. Posteriormente foram retificados e, lixados com lixa 300# e 600#.

Após finalização do preparo, os corpos de prova foram limpos por meio de banho de solventes orgânicos em ultrassom por duas etapas com duração de 10 minutos ambas: a primeira com acetona, já a segunda com álcool etílico.

Já as amostras destinadas a análise microestrutural foram submetidas ao embutimento com resina epóxi. Posteriormente as amostras foram lixadas e polidas na sequência: 300#, 600#, 1200#, 2000#, dispersão de alumina com 1 μm e por fim pasta de diamante com 1/4 μm .

A Figura 5 apresenta as chapas de desgaste usadas nos experimentos e a seção transversal do corpo de prova extraído da chapa. De cada chapa foi possível retirar 18 corpos de prova nas dimensões de 40x20 usados nos experimentos deste estudo.

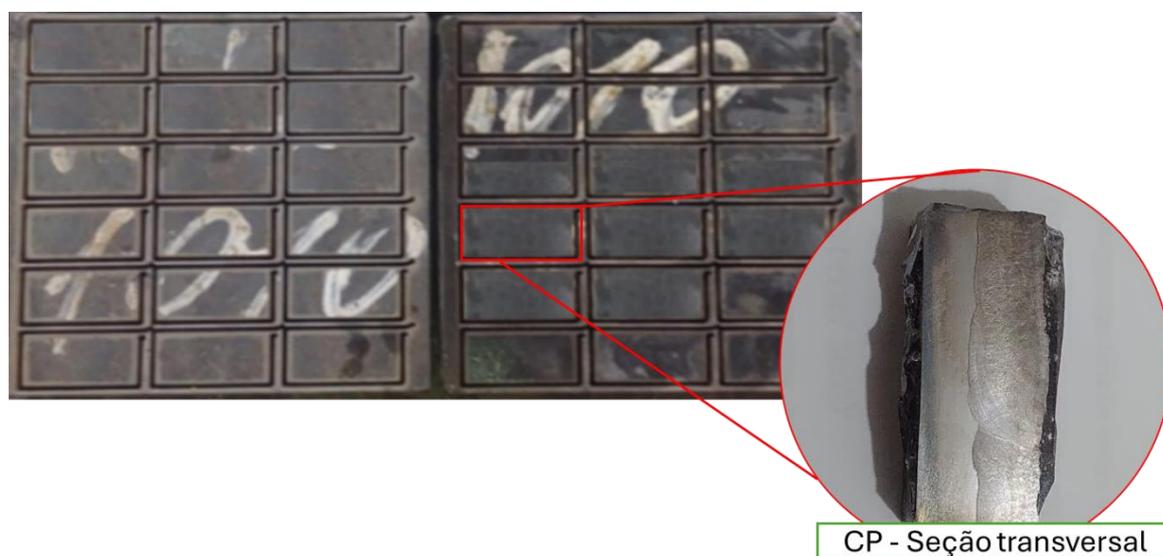


Figura 5 – Chapa de desgaste cortada e corpo de prova na seção transversal.

4.2. Análise micrográfica

As imagens de metalografia feitas na seção transversal foram adquiridas com o microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca JEOL/JSM, com Espectrometria de Energia Dispersiva (EDS) acoplado do mesmo fabricante. As magnificações utilizadas constam no rodapé das imagens. O modo de aquisição das imagens utilizado foi por elétrons secundários e por elétrons retro espalhados.

Em auxílio as imagens de microscópio eletrônico de varredura também se usaram o microscópio óptico trinocular da marca Zeiss. As magnificações também estão na descrição das imagens.

4.3. Análise de dureza na profundidade

O perfil de dureza na profundidade foi traçado na escala de micro-Vickers, para tal, usou-se o equipamento microdurômetro, marca SHIMADZU, modelo HMV-2T, com carga de 2,942 N. As indentações foram performadas de acordo com a norma ISO 14577-1 *Metallic materials — Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. E a norma*

DIN 50-190 _ *Hardness Depth of Heat Treated Parts*. Os corpos de prova para a realização dos testes foram os mesmos usado nas micrografias, sendo assim, o preparo destes foram os mesmo.

4.4. Análise de desgaste

Os testes de desgaste acelerado foram realizados de acordo com a norma ASTM G 133 - *Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear* no laboratório de tribologia do CIT SENAI, com o auxílio do equipamento Tribômetro Universal UMT, da marca: Bruker. Já o volume de material desgastado foi avaliado por meio do perfilômetro óptico GTK, da marca: Bruker. A realização desta medida foi efetuada com o laser branco e com magnificação de 20x. Os ensaios de desgastes foram realizados em triplicata e a média foi considerada.

Para a avaliar o desempenho ao desgaste foram realizados testes de desgaste na seção transversal das amostras, conforme esquematizado na Foi realizado um teste sobre o metal de base e, um teste sobre o metal de adição.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Metalografia

A Figura 6 apresenta as macrografias feitas nos corpos de prova, (a) amostra com 1 camada; (B) amostra com 2 camadas. Na imagem fica evidenciado a linha de fusão e a sobreposição entre os cordões de solda 1 e 2, Figura 6 (B).

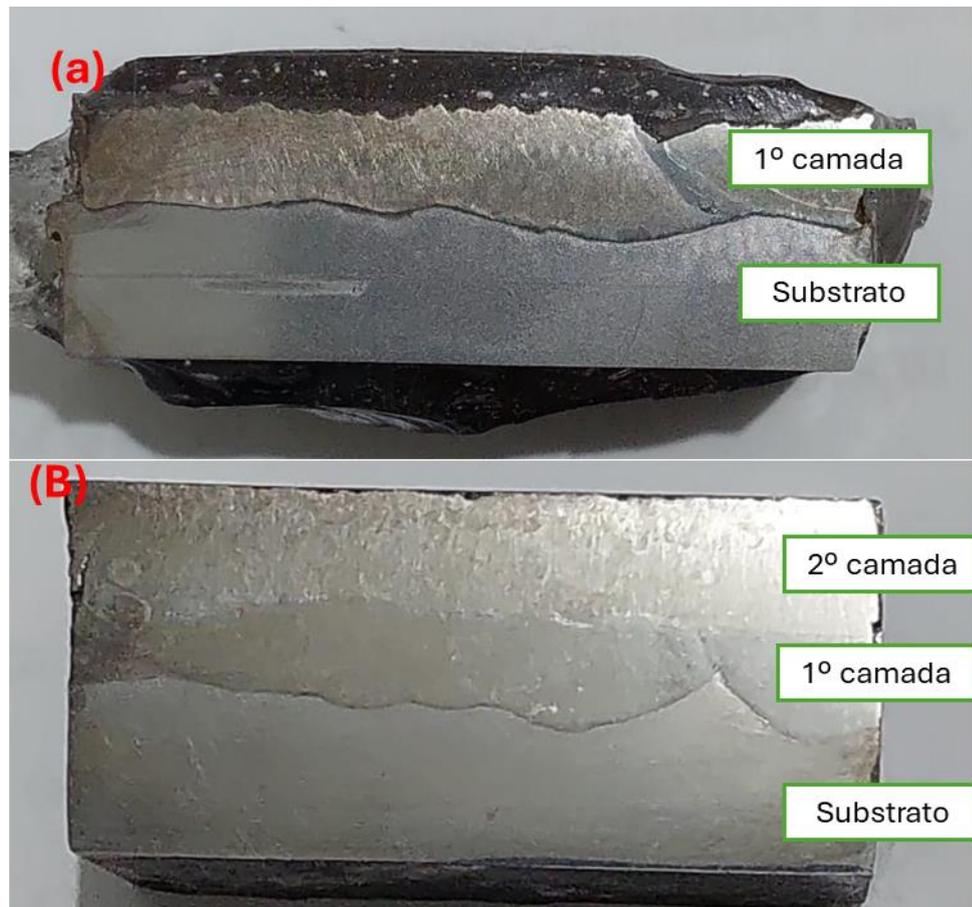


Figura 6 – Macrografia das amostras, (a) 1 camada; (B) 2 camadas.

A Figura 7 apresenta a micrografia da amostra com 1 camada na região mais próxima da superfície. Estudos realizados por Codognotto (2018) sobre revestimentos duros Fe-Cr-Nb depositados por FCAW identificaram uma estrutura semelhante à evidenciada na imagem, mostrando a presença de carbonetos poligonais e prismáticos de ferro-cromo nas áreas claras da imagem. Esses carbonetos são envoltos por uma matriz ferrosa de constituinte eutético formada por austenita e martensita, vistas nas áreas mais escuras.

Na Figura 8, são apresentadas as imagens de EDS da amostra de 1 camada na região próxima da superfície. Os mapas de EDS de concentração de cromo e ferro mostram que as regiões com a presença de ferro são inversas às regiões com a presença de cromo, corroborando com a hipótese dos carbonetos de cromo poligonais apresentados na Figura 6

e discutidos nos estudos mencionados. Além disso, a Figura 8 destaca os pequenos carbonetos de nióbio (representados em verde) dispersos na matriz.

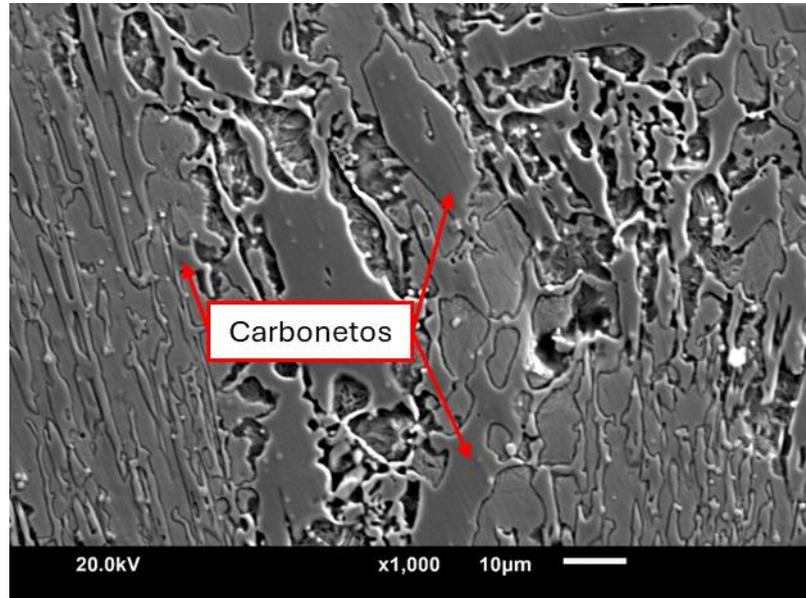


Figura 7 – Micrografia feita por microscópio eletrônico de varredura das regiões mais próximas a superfícies, amostra com 1 camada.

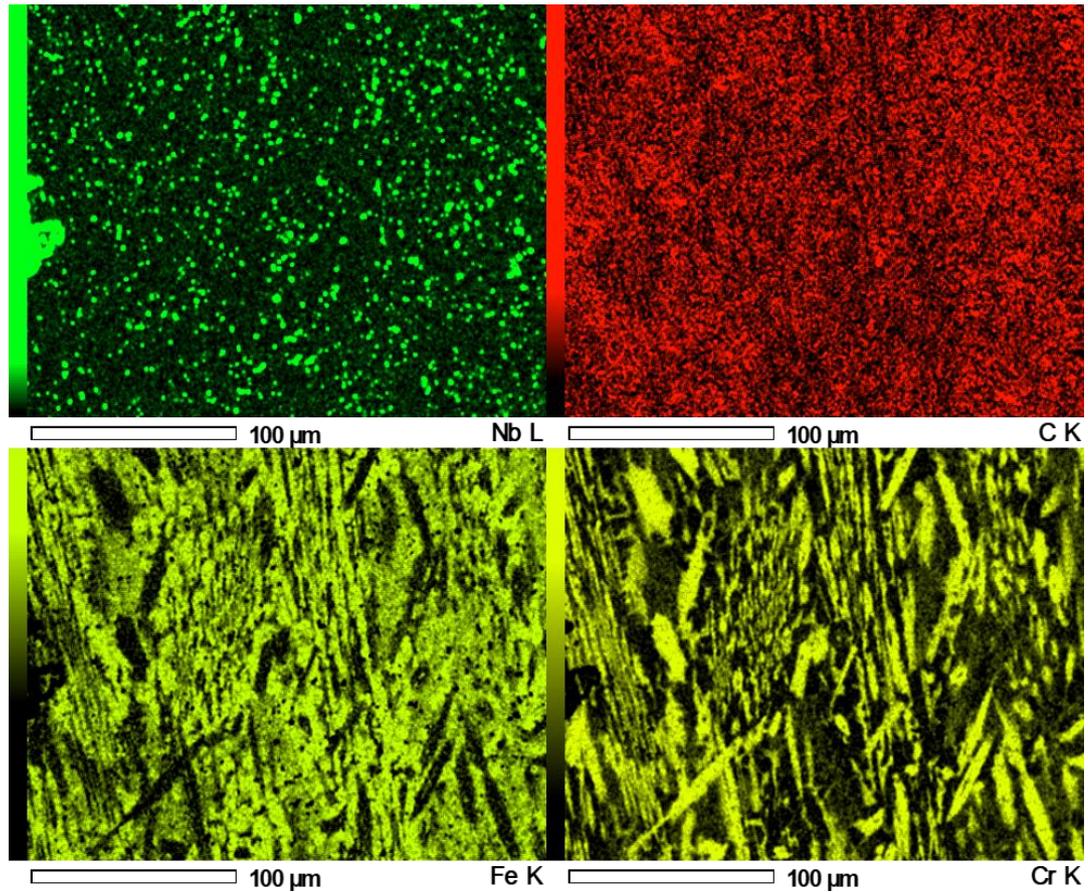


Figura 8 - MAPA elemental feito por EDS da região mais próxima da superfície da camada, amostra 1 camada.

Já na Figura 9 é apresentado a micrografia da amostra com 2 camadas, (a) 2º cordão; (B) 1º cordão. Na região mais próxima da superfície do revestimento é observável que a microestrutura semelhante a imagem da Figura 7, também é formada por carbonetos poligonais e prismático de ferro e cromo, vistos nas áreas mais escuras e constituinte eutético formado por austenita e martensita, vistos nas áreas mais claras.

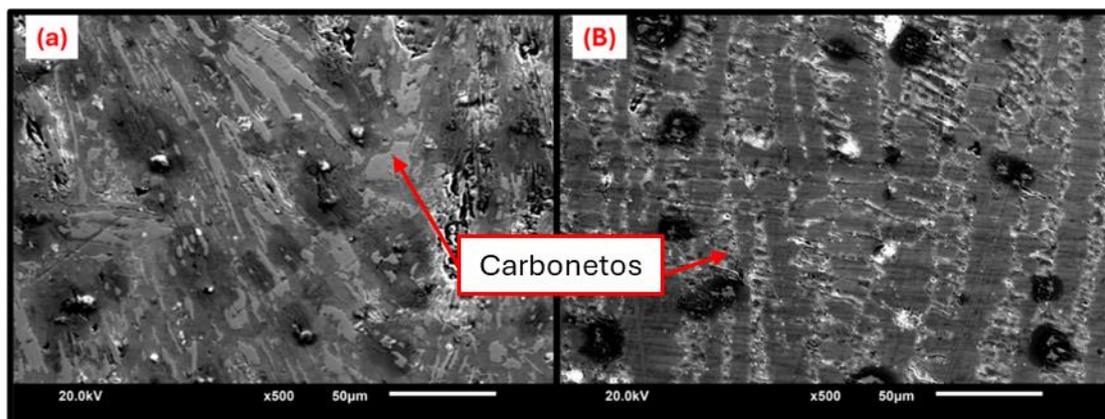


Figura 9 – Micrografia das regiões: (a) próxima a superfície, 2 segunda camada; (B) região próxima ao substrato; amostra 2 camadas. Magnificação de 1000x.

Na imagem B, percebe-se que a morfologia dos carbonetos se diferencia significativamente. Este fenômeno acredita-se ser devido ao resfriamento constitucional supercrítico, uma vez que, próximo ao substrato, as taxas de transferência de calor são muito superiores às da superfície. Isso resulta no crescimento dendrítico colunar dos grãos de carbonetos de cromo da interface para a superfície do revestimento, seguindo o sentido do maior gradiente térmico.

As Figura 10 e Figura 11 apresentam os mapas de EDS feitos da amostra de duas camadas, sendo a Figura 10 referentes à região mais próxima da superfície (2º cordão) e a Figura 11 à região mais próxima do substrato (1º cordão). Assim como observado na imagem de EDS da amostra com uma camada, os mapas apresentam concentrações opostas de cromo e ferro. Além disso, verifica-se que os carbonetos de nióbio (verde) são relativamente maiores na superfície em comparação com a região próxima ao substrato. Este fenômeno é atribuído à taxa de resfriamento, pois o cordão mais próximo ao substrato tem uma taxa de resfriamento maior que o último cordão, resultando em grãos menores.

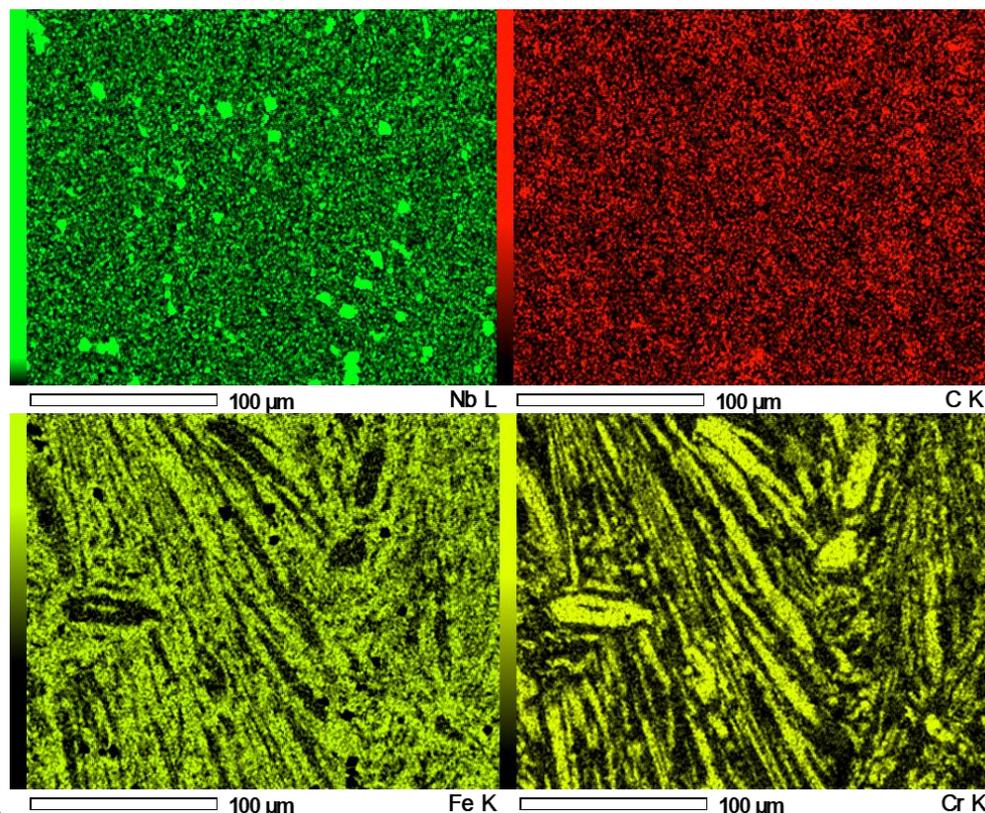


Figura 10 - MAPA elemental feito por EDS da região mais próxima a superfície do revestimento, amostra 2 camadas.

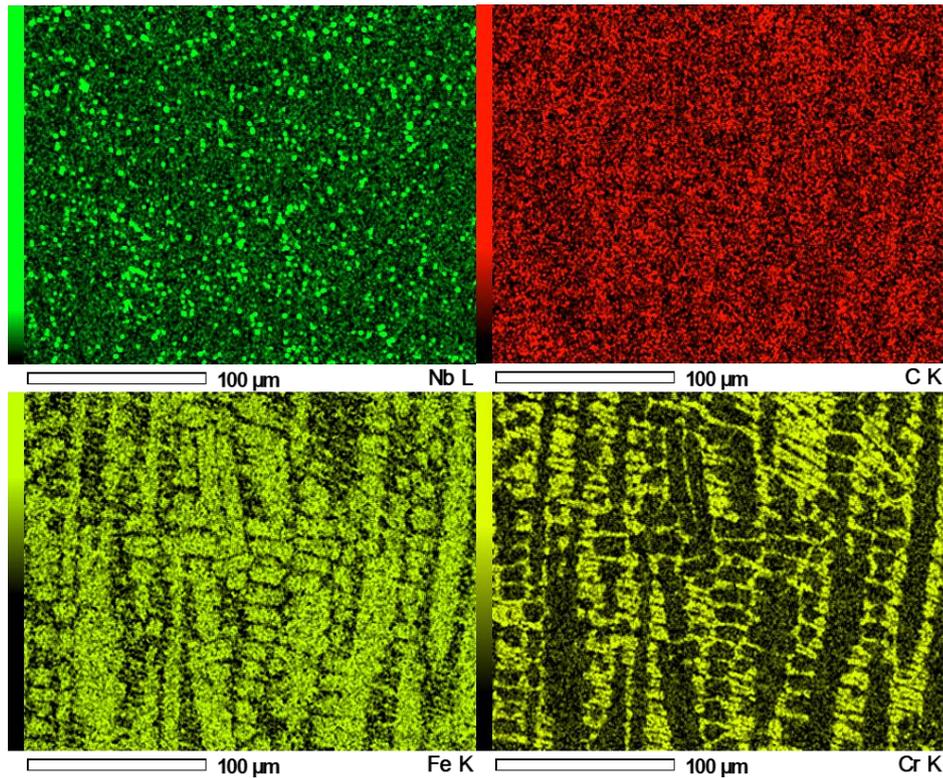


Figura 11 - MAPA elemental feito por EDS da região próxima do MB, amostra 2 camadas.

5.2. Análise de microdureza

As Figura 12 (a) e (b) apresentam o perfil de dureza em função da profundidade dos revestimentos, amostras com 1 e 2 passes respectivamente.

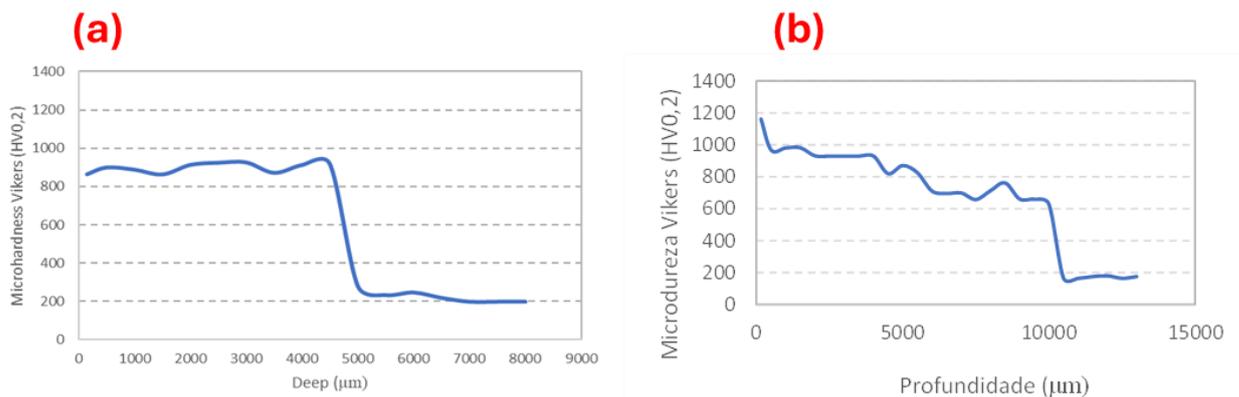


Figura 12 – (a) Variação da microdureza média em relação a profundidade na seção transversal, amostra 1 camada; (b) Variação da microdureza média em relação a profundidade na seção transversal, amostra 2 camadas.

Na Figura 12 (a) é possível que a dureza do revestimento não teve grande variação ao longo da sua profundidade, porém, o mesmo não é visto na Figura 12 (b) **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, esta apresenta uma leve redução de dureza após 5000µm de

profundidade na região do primeiro cordão de solda. Em ambos os gráficos se destaca também a abrupta transição entre a dureza dos revestimentos para o substrato de aço A36.

Acredita-se que a menor dureza entre no primeiro cordão da amostra com duas camadas resulta-se da maior diluição deste cordão. A Figura 13 apresenta a microdureza média de cada uma das camadas do revestimento e do metal de base.

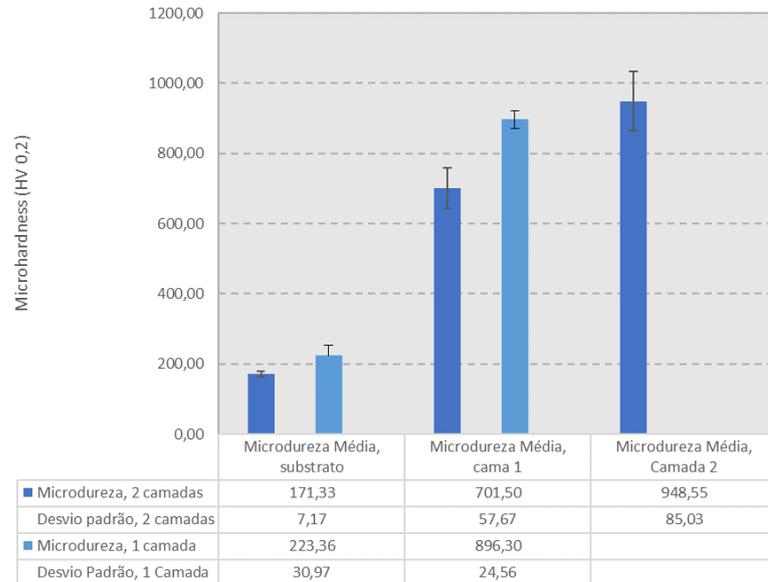


Figura 13 – Microdureza média, 1 e 2 camadas.

Ao avaliar a Figura 13, percebe-se que a amostra com duas camadas obteve a maior dureza. Este resultado é esperado e pode ser atribuído ao menor efeito de diluição da liga com o metal de base, o que preserva as propriedades mecânicas do revestimento. Observa-se que a primeira camada da amostra de uma camada possui maior dureza que a primeira camada da amostra de duas camadas. Este fenômeno pode ser explicado pelo aporte térmico aplicado na primeira camada durante a deposição da segunda camada na amostra de duas camadas. O calor adicional pode causar um aumento da diluição e uma possível têmpera do material base, resultando em menor dureza na primeira camada da amostra de duas camadas. Ademais, o substrato da amostra de uma camada possui maior dureza que o substrato da amostra de duas camadas, fato também presumido como consequência do maior aporte térmico aplicado no substrato durante a deposição da segunda camada. O calor adicional pode afetar negativamente a dureza do substrato, amolecendo-o mais do que o substrato da amostra de uma camada.

A Figura 14 apresenta uma das imagens adquiridas no equipamento de medida 3D feito da trilha de desgaste acelerado.

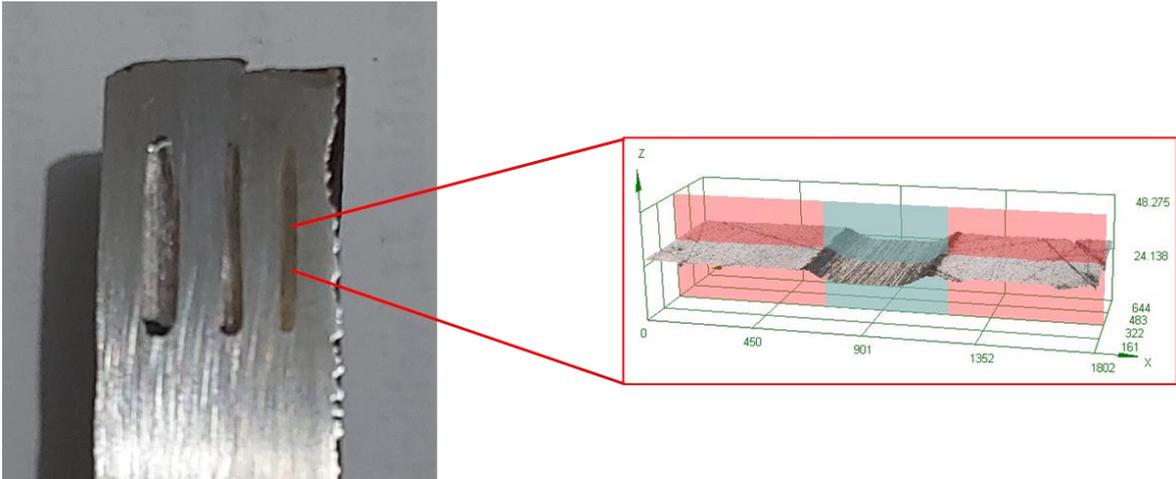


Figura 14 - Perfilometria Óptica 3D da trilha de desgaste gerada durante o teste.

Os resultados de resistência ao desgaste são vistos na Figura 15 onde são evidenciados os resultados do coeficiente de desgaste das amostras com duas e uma camada em comparação ao substrato de aço A36.

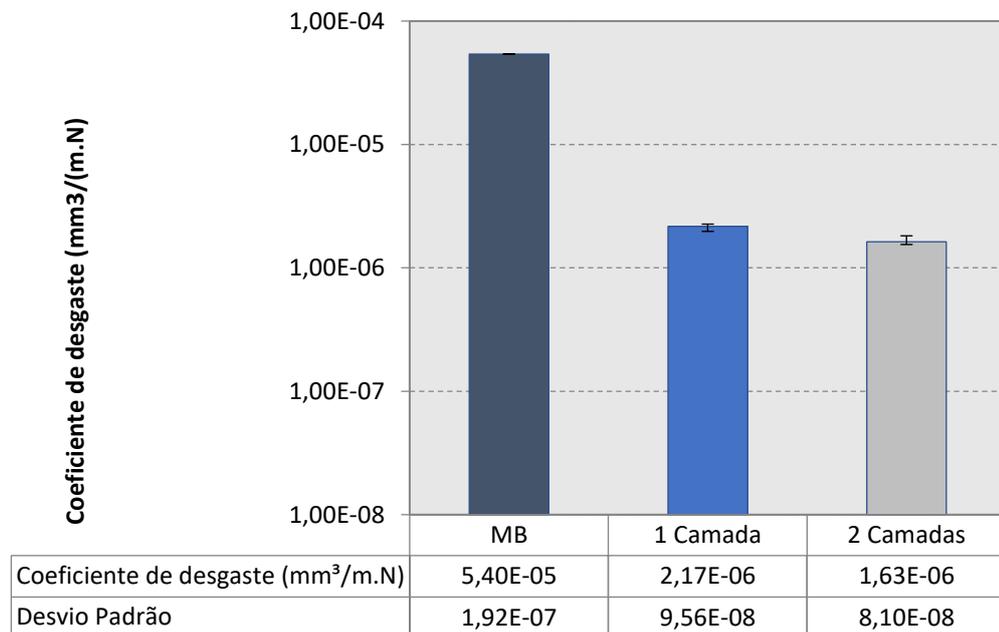


Figura 15 – Coeficiente de desgaste das amostras, Metal de Base (MB), 1 camada e 2 camadas.

Os resultados apresentam o coeficiente de desgaste dimensional obtido no ensaio de desgaste pino sobre plano e mensurado por meio da técnica de perfilometria 3D. Por se tratar de uma análise em uma configuração de teste de desgaste diferentes dos demais estudos usados na análise destas ligas, os resultados expostos de coeficiente de desgaste não são comparáveis quantitativamente com eles.

A Figura 15 mostra que a amostra com duas camadas obteve uma maior resistência ao desgaste em comparação com a amostra de uma camada, e ambas apresentaram uma resistência significativamente maior em relação ao substrato. Os dados indicam que o desempenho dos revestimentos é aproximadamente 10 vezes superior ao do substrato nos testes de desgaste.

Em relação ao desempenho entre os dois revestimentos, o fato de a amostra possuir duas camadas permitiu uma menor diluição na camada mais externa com o metal base. Como discutido anteriormente, maior diluição resulta em perda de propriedades mecânicas do revestimento, como a dureza. Conforme previsto pela lei de Archard (Equação 1), a amostra com menor dureza apresentou menor desempenho ao desgaste, enquanto a amostra com maior dureza apresentou o melhor desempenho (Hutchings, Shipway, 2017).

6. CONCLUSÃO

O estudo pode elucidar dados importantes sobre aspectos fundamentais dos dois revestimentos analisados, permitindo concluir sobre seu desempenho frente ao desgaste e, conseqüentemente, sua durabilidade.

Primeiramente, a metalografia das amostras mostra que os carbonetos de nióbio em ambas estão dispersos na matriz; porém, devido à menor taxa de transferência de calor, estes são maiores na segunda camada da amostra de duas camadas. Em ambos os revestimentos foram identificados carbonetos de cromo embutidos em uma matriz austenítica majoritariamente martensítica.

Quanto à dureza do revestimento, destaca-se que, conforme esperado e descrito na revisão, a amostra com duas camadas obteve a maior dureza graças à menor diluição da liga com o substrato. Assim, conforme descrito nas equações de Archard, a amostra de duas camadas também obteve a maior resistência ao desgaste. É importante ressaltar que ambas as amostras demonstraram um desempenho ao desgaste superior em 10 vezes ao substrato de A36, evidenciando a qualificação dessas ligas em aplicações em ambientes abrasivos severos.

Por fim, é relevante mencionar a redução da dureza tanto do substrato quanto do primeiro passe da liga de duas camadas, fenômeno atribuído ao maior aporte térmico aplicado durante a deposição da segunda camada.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM International G40-15: Standard terminology relating to wear and erosion. West Conshohocken, 2015. 9p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM International G133-05: Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear¹, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM International G190-15: Standard Guide for Developing and Selecting Wear Tests¹, 2015.

BALAGURU, S.; ABID, M.; GUPTA, M. Investigations on different hardfacing processes for High temperature applications of Ni-Cr-B-Si alloy hardfaced on austenitic stainless steel components. *J. Mater. Res. Technol.* 2020, 9, 10062–10072.

BEDOLLA-JACUINDE, A.; CORREA, R.; MEJIA, I.; ZUNO-SILVA, J.; VERDUZCO, J. Abrasive wear of boron-added high-chromium white irons. In *Proceedings of the 4th International Conference on Tribology in Manufacturing Processes—ICTMP, Nice, France, 13–15 June 2010*; pp. 711–722.

BOC LIMITED. Cobalarc Hardfacing Application Guide; BOC MUREX International Range, BOC LIMITED: Crewe, UK, 1978.

BUCHLEY, M.F.; GUTIERREZ, J.C.; LEÓN, L.M.; TORO, A. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear* 2005, 259, 52–61.

Chaidemenopoulos, N.G.; Psyllaki, P.P.; Pavlidou, E.; Vourlias, G. Aspects on carbides transformations of Fe-based hardfacing deposits. *Surf. Coat. Technol.* 2019, 357, 651–661

CHANG, C.-M.; CHEN, Y.-C.; WU, W. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy. *Tribol. Int.* 2010, 43, 929–934.

CHEN, W.I. Parametric studies of laser cladding processes. *J. Mater. Process. Technol.* 1997, 63, 590–593.

CODOGNOTTO CUNHA, MATEUS. Análise comparativa da resistência ao desgaste abrasivo utilizando um abrasômetro de tambor de revestimentos duros depositados por soldagem e de aços Hardox®. 2018. 93 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, [S. l.], 2018.

CORONADO, J.J.; CAICEDO, H.F.; GÓMEZ, A.L. The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. *Tribol. Int.* 2009, 42, 745–749.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. DIN 50-190: 1979 _ Hardness Depth of Heat Treated Parts – Part 2: Germany, 1979.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. DIN 50320: Análise sistemática dos processos de desgaste. Classificação dos fenômenos de desgaste. 1997. v.53, p.619-622.

EROGLU, M. Boride coatings on steel using shielded metal arc welding electrode: Microstructure and hardness. *Surf. Coat. Technol.* 2009, 203, 2229–2235.

EYRE, T. Wear characteristics of metals. *Tribology International*, v.9, n.5, p.203-212, 1976.

GARBADE, R.R.; DHOKEY, N.B. Overview on hardfacing processes, materials and applications. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. IOP Publishing, 2021. p. 012033.

GATES, J.D. Two-body and three-body abrasion: a critical discussion. *Wear*, v.214, p. 139-146, 1998.

GERARD, B. *Fundamentals of Hardfacing by Arc Welding; Welding Alloys*: Florence, KY, USA, 2016; pp. 1–47.

GREGOLIN, J.A.R. Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr- (Nb) resistentes ao desgaste. Tese de doutorado, Universidade Estadual de Campinas (1990).

GUALCO, A.; SVOBODA, H.G.; SURIAN, E.S. Study of abrasive wear resistance of Fe-based nanostructured hardfacing. *Wear* 2016, 360–361, 14–20.

HENDERSOM, J.L.; BULLOCH, J.H. Alloy classification of hardfacing materials. *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 1991, 47, 127–158.

HOLMBERG, Kenneth; KIVIKYTÖ-REPONEN, Päivi; HÄRKISAARI, Pirita; VALTONEN, Kati; ERDEMIR, Ali. Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry. *Tribology International* 115 (2017) 116-139.

HUTCHINGS, I.M.; SHIPWAY, P. *Tribology: friction and wear of Engineering Materials*. 2.ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017. 388p.

IVANOV, O.; TANDON, D.; CHEN, W. Researching of the structure and properties of FCAW hardfacing based on Fe-Ti-Mo-BC welded under low current. *Procedia Structural Integrity*, 2022, 36: 223-230.

JOST, H.P. Tribology – origin and future. *Wear*, v. 136, p. 1-17, 1990.

KATO, K.; ADACHI, K. Wear mechanisms. In: BHUSHAN, B. *Modern tribology handbook* 1. CRC Press LLC, 2001. v. I, Cap. 7, p. 273-300.

LEITE, R.V.M.; MARQUES, P.V. Estudo comparativo da resistência ao desgaste abrasivo do revestimento de três ligas metálicas utilizadas na indústria, aplicadas por soldagem com arames tubulares. *Soldagem & Inspeção*, v. 14, p. 329-335, 2009.

MA, Y. et al. Microstructure and properties of Ti–Nb–V–Mo-alloyed high chromium cast iron. *Bulletin of Materials Science*, v.36, n.5, p.839-844, Oct. 2013.

MELO LEITE, R.V. de; VILLANI MARQUES, P. Estudo Comparativo da Resistência ao Desgaste Abrasivo do Revestimento de Três Ligas Metálicas Utilizadas na Indústria, Aplicadas por Soldagem com Arames Tubulares. *Soldagem e Inspeção*, São Paulo, v. 14, n. 4, p. 329-335, 12 dez. 2009.

NAGENTRAU, M.; TOBI, A.L.M.; SAMBU, M.; JAMIAN, S. The influence of welding condition on the microstructure of WC hardfacing coating on carbon steel substrate. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2019, 82, 43–57.

OKECHUKWU, C.; DAHUNSI, O.A.; OKE, P.K.; OLADELE, I.O.; DAUDA, M. Review on hardfacing as method of improving the service life of critical components subjected to wear in service. *Niger. J. Technol.* 2018, 36, 1095–1103.

PACHECO, D. Caracterização estrutural e propriedades mecânicas e tribológicas de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio. 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018.

PENAGOS, J.J. Efeito do refinamento da microestrutura e da adição de nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos de alto cromo. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2016. 120p. (Tese, Doutorado em Ciências).

PRADEEP, G.R.C.; RAMESH, A.; PRASAD, B.D. A review paper on hardfacing processes and materials. *International Journal of Engineering Science and Technology*, v. 2, n. 11, p. 6507-6510, 2010.

RIZIO, D.P. The influence of carbide type on the abrasive wear resistance of hardfacing deposits. In *Proceedings of the WTIA—42nd National Welding Conference*, Melbourne, Australia, 24–27 October 1994.

ROJACZ, H.; KATSICH, C.; KIRCHGÄSSNER, M.; KIRCHMAYER, U.F. Efeito de ferro fundido branco altamente cromo e de ferro branco comum na resistência ao desgaste abrasivo e na microestrutura dos revestimentos duros. *Wear* 2020, 332–333, 1183–1191.

SAUER, G. Development of a Laser Cladding Welding Technology for High Performance Components. In *Proceedings of the 3rd International Symposium on Laser Precision Microfabrication*, Takamatsu, Japan, 27–30 May 2002; pp. 207–212.

SERRANO, J.; GRACIA, J.I. Identificación de mecanismos de desgaste en aceros 1.7131 sometidos a ensayos de laboratorio. *Anais do VI Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica*, Marbella, 1995. p. 585-590.

SILVA, A.G.P., MUNHOZ, R.E. “Evaluation of Hardness and Wear Resistance of Iron Deposits in Hard Welding Process”. *Materials Research*, Volume 11, Number 1, 2008.

SILVA, V.C.A. Correlações entre microestrutura e resistência ao desgaste de aços alto carbono AISI D6S, para ferramentas. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2016. 120p. (Tese, Doutorado em Ciências).

SILVA, L. A. P. Análise Comparativa de Microestrutura e Resistência ao Desgaste de Revestimentos Duros à Base de Niobio. Universidade Federal de Minas Gerais, 2019.

SOUZA, F.C. de; COSTA, I. O papel da microestrutura dos revestimentos de desgaste sobre os mecanismos de desgaste. *Matéria (Rio J.)*, v. 15, n. 3, p. 785-797, 2010.

STEIN, S. C. P.; SCHNEIDER, S. M.; ESPINOSA, D. C. F. Influência da técnica de soldagem no desgaste por abrasão de revestimentos duros depositados por eletrodos revestidos. *Soldagem & Inspeção*, São Paulo, v. 18, n. 4, p. 380-391, Dec. 2013.

Stubbington, P. *Hardfacing Alloy Design Consumable Review*; Lincoln Electric: Padstow, NSW, Australia, 2021

TANAKA, T.; KAWAKAMI, H. Development of WC reinforced high hardness high wear resistance metal matrix composite by casting for industrial applications. *Journal of Materials Science* 2006, 41, 6495–6501.

TANDON, Durga, et al. A Review on Hardfacing, Process Variables, Challenges, and Future Works. *Metals*, 2023, 13.9: 1512.

VASQUES, P.A.; CORREIA, S.L.; BALANCIN, O. Efeito do processo de soldagem TIG em aços inoxidáveis austeníticos sobre a resistência ao desgaste abrasivo. *Soldagem & Inspeção*, v. 15, p. 118-126, 2010.

VIANA, R.C.; FERREIRA, J.P.T. Estudo de metodologia de avaliação do desgaste abrasivo de revestimentos duros em carbonetos cimentados utilizando o ensaio de abrasão em tambor. *Soldagem & Inspeção*, v. 16, p. 104-110, 2011.

VILAR, R.; SALGADO, M.; PORTAS, A. Corrosion of laser surface clad metallic materials: a review. *Corros. Sci.* 2003, 45, 77–98.

WANG, Y.-G.; HAN, Y.-X.; TANG, H.-X. Laser cladding of Fe–Cr–B–Si–C composite coatings. *Mater. Sci. Eng. A* 2003, 362, 97–103.

WU, Y.; WANG, X. Tungsten carbide reinforced Fe-based composite coating by laser cladding. *Mater. Sci. Eng. A* 2003, 345, 230–236.

ZHANG, B.; FENG, Y.; ZHAO, J.; WANG, D.; LUO, Z.; ZHU, M. Microstructure and wear behavior of laser clad Fe-based coating reinforced with in situ TiB₂ particles. *Surf. Coat. Technol.* 2022, 436, 127657.