

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

GABRIELLE FURTADO DEFEO

**RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE REVESTIMENTO DEPOSITADO
POR SOLDAGEM SMAW COM ELETRODOS XHD 6710 E EC 4904**

BELO HORIZONTE

2025

GABRIELLE FURTADO DEFEO

**RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE REVESTIMENTO DEPOSITADO
POR SOLDAGEM SMAW COM ELETRODOS XHD 6710 E EC 4904**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Doutor Carlos Eduardo dos Santos

BELO HORIZONTE

2025

GABRIELLE FURTADO DEFEO

**RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE REVESTIMENTO DEPOSITADO
POR SOLDAGEM SMAW COM ELETRODOS XHD 6710 E EC 4904**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovada em:

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Anderson Junior dos Santos (CEFET-MG)

Prof. Dr. Carlos Eduardo dos Santos (CEFET-MG) (Orientador)

Prof. Dr. Wellington Lopes (CEFET-MG)

AGRADECIMENTOS

Agradeço, em primeiro lugar, à minha família, em especial ao meu pai, Décio, à minha mãe, Nísia, e à minha irmã Sarah, pelo apoio constante e por acreditarem em mim em todos os momentos. Cada conquista desta trajetória carrega um pouco de vocês.

Ao CEFET-MG, pela formação acadêmica de excelência e por todos os ensinamentos que contribuíram para o meu crescimento pessoal e profissional.

Ao professor Carlos Eduardo dos Santos, meu orientador, pela orientação técnica, disponibilidade e incentivo contínuo durante todo o desenvolvimento deste trabalho. Sua contribuição foi essencial para que este projeto se concretizasse.

À ESAB, meu especial agradecimento, por ter acreditado neste trabalho desde o início. Agradeço pelo fornecimento da matéria-prima necessária, pelo suporte técnico da equipe de soldagem, pelo custeio dos ensaios e pelo apoio do laboratório, que contribuiu diretamente para a realização e qualidade deste estudo. Desenvolver este projeto em um ambiente industrial tão estruturado foi uma experiência enriquecedora, que agregou muito à minha formação.

A todos que, de alguma forma, contribuíram para esta trajetória, meu sincero muito obrigada.

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo realizar uma análise comparativa da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos aplicados por soldagem com eletrodo revestido (SMAW), utilizando os eletrodos XHD 6710 (Liga A) e EC 4904 (Liga B), ambos pertencentes ao sistema Fe-Cr-C. O estudo buscou avaliar o desempenho de cada liga frente ao desgaste abrasivo e relacionar esse comportamento com suas características microestruturais e propriedades mecânicas. A etapa experimental envolveu a preparação dos corpos de prova, em houve o corte da chapa ASTM A36 de acordo com as dimensões indicadas pela norma American Welding Society (AWS), aplicação dos revestimentos por soldagem, análise da composição química, ensaios de dureza e testes de desgaste abrasivo pelo método da roda de borracha. Os resultados indicaram que a liga A apresentou menor perda de volume em comparação à liga B, demonstrando maior resistência ao desgaste abrasivo. Esse desempenho pode estar relacionado à presença de elementos de liga, como o boro, que contribuem para a formação de microestruturas mais homogêneas e resistentes. Conclui-se que a Liga A apresenta melhor desempenho frente ao desgaste abrasivo, sendo mais indicada para aplicações em que há maior sollicitação mecânica por abrasão devido à sua composição química diferenciada e maior estabilidade microestrutural.

Palavras-chave: Desgaste abrasivo. Soldagem SMAW. Revestimento duro. Ligas Fe-Cr-C. Resistência ao desgaste.

ABSTRACT

This study aimed to perform a comparative analysis of the abrasive wear resistance of coatings applied by shielded metal arc welding (SMAW), using XHD 6710 (Alloy A) and EC 4904 (Alloy B) electrodes, both belonging to the Fe-Cr-C system. The objective was to evaluate the performance of each alloy against abrasive wear and to relate this behavior to their microstructural characteristics and mechanical properties. The experimental stage involved the preparation of test specimens, which included cutting ASTM A36 steel plates according to the dimensions specified by the American Welding Society (AWS) standard, applying the weld overlays, chemical composition analysis, hardness testing, and abrasive wear testing using the rubber wheel method. The results indicated that Alloy A showed lower volume loss compared to Alloy B, demonstrating higher resistance to abrasive wear. This performance may be associated with the presence of alloying elements such as boron, which contribute to the formation of more homogeneous and wear-resistant microstructures. It is concluded that Alloy A exhibits better performance under abrasive wear, making it more suitable for applications with higher mechanical demands due to abrasion, thanks to its distinct chemical composition and greater microstructural stability.

Keywords: Abrasive wear. SMAW welding. Hardfacing. Fe-Cr-C alloys. Wear resistance.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Processo realizado pelo método de soldagem por arco elétrico com eletrodo revestido	13
Figura 2 -Equipamento básico utilizado na soldagem a arco elétrico por eletrodo revestido ..	14
Figura 3 -Diferentes zonas formadas numa junta soldada.....	15
Figura 5 - Diagrama estrutural de ligas cromo-carbono.....	22
Figura 6 - Perda de massa das ligas de ferro fundido de alto cromo em função da fração volumétrica de carbonetos em testes de abrasão	25
Figura 7 - Perda de massa versus dureza do revestimento	27
Figura 8 - Perda de massa versus percentagem de carbono depositado	27
Figura 9 - Microestrutura resistente ao desgaste	29
Figura 10 - Mecanismos básicos de desgaste	32
Figura 11 - Mecanismos de desgaste envolvidos no desgaste abrasivo	33
Figura 12 – Tipos de desgaste	34
Figura 13 - Representação do equipamento de roda de borracha vertical.....	37
Figura 14 - Fluxograma do procedimento experimental	39
Figura 15 - Corpo de prova após a usinagem	41
Figura 16 - Imagem esquemática para a medição das diagonais do penetrador.....	43
Figura 17 - Imagem do microscópio para a medição das diagonais do penetrador.....	46
Figura 18 - Gráfico do valor de Dureza Vickers da liga A.....	47
Figura 19 - Gráfico do valor de Dureza Vickers da liga B.....	48
Figura 20 - Gráfico de distribuição do tamanho de particulado da areia n°100.....	49
Figura 21 – Imagem obtida por MEV da areia utilizada no ensaio de roda de borracha	50
Figura 22 - Aspecto dos CPs EC 4904 após o ensaio de desgaste	50
Figura 23 - Aspecto dos CPs XHD6710 após o ensaio de desgaste.....	51
Figura 24 – Perda de massa das ligas A e B	51

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Dureza Vickers de Materiais	16
Tabela 2 -Grupo 1 - Ligas ferrosas com menos de 20% de adição utilizadas em revestimentos duros	18
Tabela 3 - Grupo 2 - Ligas ferrosas com mais de 20% de adição utilizadas em revestimentos duros	19
Tabela 4 - Parâmetro dos procedimentos normalizados pela ASTM G65	36
Tabela 5 - Materiais e métodos para validação do abrasômetro.....	37
Tabela 6 - Materiais e métodos para validação do abrasômetro.....	38
Tabela 7 - Composição química (% em massa)	39
Tabela 8 - Parâmetros operacionais para o processo de soldagem conforme	41
Tabela 9 - Parâmetros de ensaio – Norma ASTM-G65 – procedimento.....	44
Tabela 10 - Análise química ligas depositadas (% em massa)	45
Tabela 11 - Dureza Vickers da Liga A	46
Tabela 12 – Dureza Vickers da Liga B.....	47
Tabela 13 – PM: Perda de massa (mg) e PV: perda volumétrica (mm ³) das amostras com média e desvio-padrão	51
Tabela 14 - Resultados do ensaio de abrasão	52

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	10
2 OBJETIVOS	12
2.1 Objetivo geral.....	12
2. 2 Objetivos específicos	12
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
3.1 Soldagem por arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW)	13
<i>3.1.1 Propriedades</i>	<i>15</i>
<i>3.1.2 Classificação.....</i>	<i>17</i>
3.2 Ligas do sistema Fe-Cr-C.....	21
3.3 Microestrutura dos materiais resistentes ao desgaste	25
<i>3.3.1 Influência da homogeneidade microestrutural no desgaste abrasivo</i>	<i>28</i>
3.4 Eletrodos revestidos para desgaste abrasivo: características do eletrodo XHD 6710	29
3.5 Eletrodos revestidos para desgaste abrasivo: características do eletrodo EC 490..	30
3.6 Desgaste	31
<i>3.6.1 Desgaste abrasivo</i>	<i>32</i>
<i>3.6.2 Variáveis que influenciam o ensaio de desgaste abrasivo.....</i>	<i>34</i>
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	39
4.1 Preparação dos corpos de prova.....	39
4.2 Revestimento por soldagem dos corpos de prova	40
4.3 Usinagem dos corpos de prova	41
4.4 Emissão óptica.....	42
4.5 Microdureza	42
4.6 Desgaste abrasivo	43
5 RESULTADOS	45
5.1 Espectrometria óptica das ligas depositadas	45
5.2 Medições de dureza	45

5.3 Ensaio de abrasão	49
6 CONCLUSÃO.....	55
REFERÊNCIAS.....	57

1 INTRODUÇÃO

A ocorrência de desgaste em componentes de equipamentos, cuja substituição era outrora uma prática amplamente aceita, tornou-se cada vez mais incomum em diversos setores industriais, reflexo dos avanços tecnológicos e da busca por maior confiabilidade operacional. Um dos maiores desafios para a engenharia industrial é aumentar a durabilidade desses componentes uma vez que o custo de reposição é elevado. Deste modo, uma necessidade comum das áreas de manutenção das indústrias é ampliar os intervalos entre paradas de manutenção, reduzindo a necessidade de substituição de peças.

A possibilidade de reconstruir componentes ou prepará-los para melhor suportar condições de trabalho severas é constantemente estudada, e novas técnicas são desenvolvidas para aumentar a vida útil e reduzir custos e tempos de inatividade. Uma das soluções mais utilizadas é a aplicação de revestimentos antidesgaste, que pode ser realizada soldagem ou metalização, resultando em excelente desempenho e, em muitos casos, aumentando a durabilidade das peças novas.

A soldagem de revestimento consiste na deposição de uma liga metálica sobre a superfície de um metal de base, seja para restaurar suas dimensões originais ou para conferir propriedades específicas, como resistência ao desgaste, impacto e corrosão. Esse processo permite combinar diferentes propriedades no núcleo e na superfície do material, possibilitando, por exemplo, um componente com núcleo dúctil e alta resistência à abrasão na superfície (COSTA; PAVÃO, 1994).

No campo da manutenção por soldagem, existem três tipos principais: corretiva, preventiva e preditiva. Na manutenção corretiva, a soldagem é realizada após a retirada da peça de operação devido ao desgaste excessivo. Na manutenção preventiva, aplica-se um revestimento em uma peça nova para melhorar sua resistência ao desgaste, superando as características do metal-base. Na manutenção preditiva, o revestimento é feito durante o funcionamento do equipamento, evitando paradas não planejadas.

Nas usinas sucroalcooleiras, a soldagem de revestimento antidesgaste é utilizada em componentes, como rolos de moenda, eixos, facas, martelos desfibradores, exaustores, roletes e bagaceiras no intuito de aumentar a durabilidade. Na indústria de mineração, o desgaste ocorre principalmente devido à abrasão, combinada com impacto e pressão. Nesse setor, os serviços

de soldagem são realizados em peças de grandes dimensões, utilizando grande quantidade de material de soldagem. As principais aplicações incluem equipamentos, como moinhos de minério de ferro, caçambas, escavadeiras, caminhões fora de estrada, carregadeiras, esteiras e britadores (MONTEIRO; CUNHA, 1993).

A soldagem de revestimento tem ganhado importância devido à sua capacidade de reconstruir peças danificadas e depositar camadas protetoras com baixo custo operacional, além de reduzir o tempo de paradas não programadas. Assim, essa técnica se apresenta como uma solução prática e viável, destacando-se por suas grandes vantagens e flexibilidade (BRANDIM *et al.*, 2003).

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

O objetivo central deste trabalho é realizar uma análise comparativa dos revestimentos dos eletrodos revestidos *Xuper High Deposition* (XHD) 6710 e EC 4904, que possuem ligas do sistema Fe-Cr-C (Ferro-Cromo-Carbono), quanto à resistência do recobrimento da superfície dos corpos de prova ao desgaste abrasivo.

2.2 Objetivos específicos

- Caracterizar por análise química os revestimentos produzidos pelos eletrodos XHD 6710 e EC 4904.
- Avaliar a microdureza dos revestimentos produzidos por cada eletrodo utilizado.
- Quantificar e realizar uma análise comparativa entre os resultados da taxa de desgaste dos revestimentos pelo método de ensaio roda de borracha baseado na norma ASTM G65.

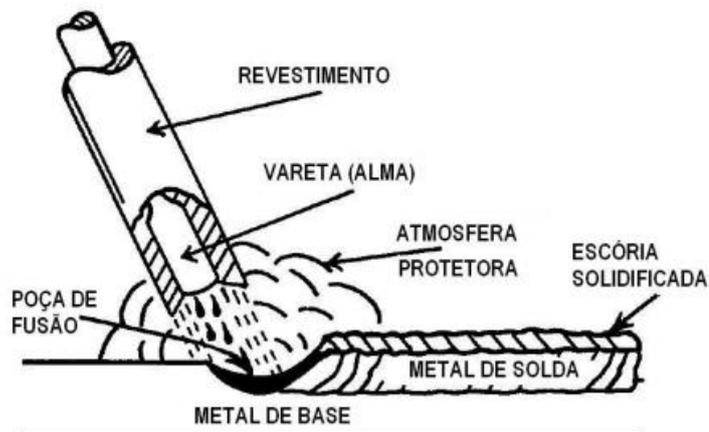
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Soldagem por arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW)

A soldagem é um dos processos de fabricação mais importantes na indústria metalmeccânica. Consiste na união permanente de peças por meio de aquecimento com ou sem aplicação de pressão e com ou sem metal de adição (AWS, 2010). Esse processo visa manter a continuidade das propriedades químicas, físicas e mecânicas na junta soldada (MARQUES, 2005). O metal de adição pode ter ponto de fusão menor ou igual ao dos materiais a serem soldados (MACHADO, 1996).

Desenvolvida no século XIX, a soldagem por arco elétrico abrange vários processos e é amplamente utilizada graças à sua versatilidade e baixo custo (HOULDCROFT, 1979; WAINER, 2005). Entre esses processos, o *Shielded Metal Arc Welding* (SMAW) é o mais significativo e aplicado. Nele, o arco elétrico é formado entre a peça e um eletrodo revestido, gerando calor que funde o metal de base, a alma do eletrodo e o revestimento (FORTES, 2005). Pode-se visualizar esse processo na Figura 1, utilizando-se corrente alternada ou contínua, sendo que a corrente contínua oferece maior estabilidade do arco, mas é mais suscetível ao sopro magnético (WAINER, 2005).

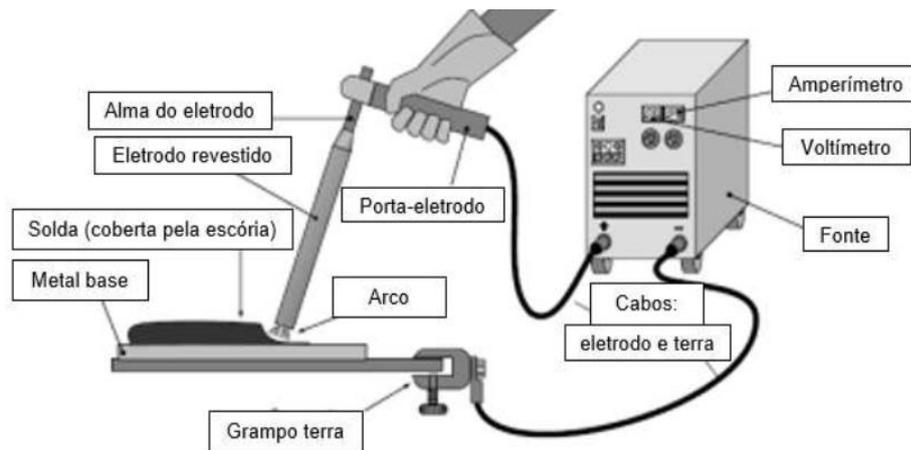
Figura 1- Processo realizado pelo método de soldagem por arco elétrico com eletrodo revestido



Fonte: ESAB, 2017.

A soldagem por arco elétrico com eletrodo revestido é versátil, mas apresenta baixa produtividade e taxa de deposição e exige controle rigoroso da umidade e habilidade do soldador. Ainda assim, é amplamente utilizada por causa da disponibilidade de mão de obra qualificada e à sua aplicabilidade em diversas etapas de fabricação, revestimento, reparo e manutenção. O equipamento básico utilizado é mostrado na Figura 2.

Figura 2 -Equipamento básico utilizado na soldagem a arco elétrico por eletrodo revestido

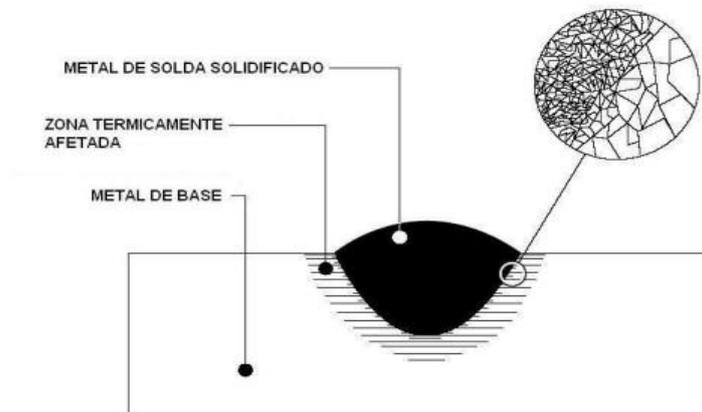


Fonte: MEDEIROS, 2018.

Durante o processo, é essencial fornecer energia adequada, remover contaminações superficiais e controlar a contaminação atmosférica e as transformações de fases (HOULDCROFT, 1979; WAINER, 2005). A aplicação de energia térmica e mecânica pode causar defeitos, como trincas, poros, distorções e tensões residuais, que precisam ser controlados (MARQUES, 2005).

Na Figura 3, são apresentadas as diferentes zonas de uma junta soldada, cada uma com propriedades específicas. A zona afetada pelo calor (ZAC) não sofre fusão, mas apresenta alterações no estado sólido, por exemplo, crescimento de grão e transformações de fases.

Figura 3 -Diferentes zonas formadas numa junta soldada



Fonte: ESAB, 2000.

3.1.1 Propriedades

As ligas para revestimentos resistentes ao desgaste devem apresentar alta resistência a solicitações de abrasão, impacto, erosão, calor e corrosão. Como essas solicitações frequentemente atuam de forma combinada, é desafiador desenvolver uma liga que seja resistente a todos os tipos de desgaste de maneira adequada para os usuários (WEYMUELLER, 1987).

O desgaste por impacto ocorre quando tensões mecânicas relativamente altas são aplicadas rapidamente, por meio de cargas compressivas, em um componente metálico. A deformação se dá quando essas tensões ultrapassam o limite de elasticidade do material. As ligas austeníticas de manganês (11 a 20% Mn) são uma boa opção para peças sujeitas a impacto intenso, enquanto as ligas martensíticas oferecem resistência a impactos moderados (OLIN *et al.*, 1998).

O desgaste por abrasão pode ocorrer sob tensões baixas ou altas. Tensões baixas, por exemplo, acontecem quando um fluxo de areia desce por uma calha. Tensões altas ocorrem, por exemplo, quando uma partícula dura de minério é pressionada contra uma superfície sob altas tensões. Para abrasão sob baixas tensões, as ligas que contêm carbonetos de cromo são as mais recomendadas, enquanto, para abrasão sob altas tensões, as ligas austeníticas-martensíticas, os aços martensíticos e algumas ligas com carbonetos pequenos, como os carbonetos de titânio em uma matriz resistente, são as mais indicadas (MENOWN, 1989). Assim, as ligas de

revestimento duro precisam ter uma combinação de várias propriedades para resistir aos diferentes mecanismos de desgaste quando estes ocorrem simultaneamente

As ligas para revestimento duro possuem durezas que variam de 250 HV a 1000 HV. Esses valores são altos em comparação aos aços para construção comum, que têm dureza em torno de 150 HV. A Tabela 1 apresenta os valores médios de dureza Vickers para alguns minerais, carbonetos e constituintes das matrizes de ligas ferrosas. A tabela também indica que o quartzo, principal componente dos minerais abrasivos, é mais duro que a maioria das matrizes de ligas ferrosas, podendo desgastá-las facilmente.

Tabela 1- Dureza Vickers de Materiais

Minerais Brutos	Dureza Vickers (HV)	Estrutura e Fase	Dureza Vickers (HV)
Carvão	32	Ferrita	70 – 200
Gesso	36	Perlita	250 – 460
Cal	110	Austenita	170 – 350
Calcita	140	Martensita	500 – 1010
Fluorita	140	Carboneto de ferro	1100
Coque	200	Carboneto de cromo	1800
Sinter	250	Carboneto de Molibdênio	1800
Minério de Ferro	470	Carboneto de Tungstênio	2100
Vidro	500	Carboneto de Nióbio	2400
Quartzo	900 / 1280	Carboneto de Vanádio	2800
Corindo (Corundum)	1800	Carboneto de Titânio	3200

Fonte: EYRE, 1978.

Gregory e Bartle (1980) afirmam que, para o mesmo nível de dureza, a liga de revestimento duro terá uma vida útil maior, quando submetida ao desgaste abrasivo, em comparação com o aço para construção, e que a diferença de desempenho se deve essencialmente à microestrutura. Os autores explicam que a estrutura de um aço de baixo teor de carbono, na condição normalizada (resfriado ao ar a partir de aproximadamente 900°C), é composta de ferrita e perlita, com dureza em torno de 150 HV. Quando temperado em água a partir de 900°C, o aço se torna mais duro com microestrutura martensítica e dureza de aproximadamente 400 HV. Ao comparar esse aço de baixo teor de carbono com um aço projetado para resistir ao desgaste abrasivo, ou seja, uma liga para revestimento duro com 400 HV, observa-se a superioridade do aço projetado para revestimento duro, que contém elementos de liga resistentes ao desgaste abrasivo e, conseqüentemente, uma microestrutura mais adequada.

Uma liga de revestimento duro é projetada para resistir a uma combinação de condições abrasivas. A combinação de uma rede de carbonetos contendo cromo, tungstênio, nióbio, boro, entre outros, e uma matriz dura martensítica proporciona resistência à abrasão por riscamento tanto em tensões baixas quanto altas (GREGORY; BARTLE, 1980).

Gregory e Bartle (1980) também observaram que, em condições de impacto, como em britadores ou cruzamentos de estrada de ferro, a resistência ao impacto é necessária para evitar a remoção de metal. Nesses casos, a resistência ao impacto é inversamente proporcional à dureza de modo que as ligas de revestimento duro não apresentam bom desempenho em situações de alto impacto. Como resultado da ação do impacto, pequenos pedaços da superfície podem ser destacados, ocasionando um desgaste rápido. No entanto, ocasionalmente ocorre uma combinação de desgaste e impacto, como no caso do enchimento de um alto-forno, onde minério de ferro, calcário e coque caem sobre a superfície do cone do forno. Nesse contexto, é necessário selecionar uma liga de revestimento que desempenha duas funções: absorver o impacto e resistir à abrasão.

Outro fator importante a ser considerado ao analisar uma situação de desgaste é a temperatura. Caso o componente esteja sujeito a altas temperaturas, além de resistir ao desgaste, haverá a corrosão, o que causará um desgaste acelerado. Portanto, a liga utilizada deve possuir duas propriedades: dureza a altas temperaturas e resistência à oxidação (GREGORY; BARTLE, 1980). Dessa forma, a escolha de uma liga para revestimento duro deve ser feita com um profundo entendimento das condições de serviço em que o componente operará. Além disso, a seleção deve ser realizada considerando a ampla gama de ligas disponíveis no mercado (JACKSON, 1970).

3.1.2 Classificação

As ligas utilizadas para revestimento duro por soldagem podem ser classificadas de diversas formas, sendo as principais com base na composição química e na microestrutura. Gregory e Bartle (1980) afirmam que o sistema de classificação mais conveniente pela composição foi estabelecido pela Hardfacing Working Part of the British Steel Corporation, publicado na *Corporate Engineering Standard CES23 Part 1* em abril de 1978. Esse mesmo sistema de classificação foi também adotado por Noble (1986). Uma classificação similar é apresentada por Henderson e Bulloch (1991) similar foi adotada pela *American Society for*

Metals (ASM). As Tabelas 2 e 3 seguem esse método de classificação, considerando os dois principais grupos de ligas e incluindo dados sobre a dureza das ligas depositadas por soldagem.

A seguir, será apresentado um relato sobre os principais grupos de ligas utilizadas no combate ao desgaste abrasivo a baixas tensões.

Tabela 2 -Grupo 1 - Ligas ferrosas com menos de 20% de adição utilizadas em revestimentos duros

Descrição	Composição química (%)										HV	AWS	
	Fe	C	Cr	Mn	Mo	V	W	Co	Ni	B			
Grupo 1: Ligas ferrosas com menos de 20% de adição													
Aço carbono	R	0.5		0.7								250	
Aço martensítico	R	0.1	1	0.7								250	
Aço martensítico	R	0.1	3.5	1				0.3				250	
Aço martensítico	R	0.2	1	1								350	
Aço martensítico	R	0.3	3	1	5	0.7						450	
Aço martensítico	R	0.4	5	1								650	
Aço inox martensítico	R	0.1	12									450	
Aço inox martensítico	R	0.2	13									600	
Aços rápidos	R	0.8	4	5	2	6						650	Fe5-A
Aços rápidos	R	0.7	4	0.5	7	1	1.5					650	Fe5-B
Aços rápidos	R	0.7	4		7	1	1.5					650	Fe5-C
Aço austenítico Mn	R											600	FeMn-A
Aço austenítico Mn	R	0.7	0.5	14	1							600	FeMn-B

Fonte: Adaptado de GREGOLIN, 1990.

Os aços de baixa liga são amplamente utilizados devido ao seu baixo custo e à grande variedade de propriedades que podem apresentar, dependendo da sua composição. Esses materiais podem conter cerca de 0,05% de carbono e até 10% de cromo, além de outros elementos de liga. A presença de níquel, molibdênio e vanádio aumenta a temperabilidade da liga, enquanto o cromo, molibdênio e vanádio têm como finalidade formar carbonetos duros. O tungstênio também pode ser adicionado para formar carbonetos. Com o aumento da dureza, há também um aumento na resistência à abrasão a baixas tensões, embora isso resulte em uma diminuição na resistência ao impacto (JACKSON, 1970 a,b).

Noble (1986, 1987) menciona que a microestrutura dos depósitos obtidos com esse tipo de liga depende da composição, mas, de modo geral, ela consiste em uma matriz martensítica com carbonetos de cromo ou outros carbonetos conforme o elemento de liga presente.

Essas ligas apresentam uma ampla faixa de propriedades mecânicas, variando de resistência a baixas tensões e alto impacto até resistência a altas pressões e baixo impacto.

- Aços carbono: são caracterizados por alta resistência à tração e à compressão, alta resistência ao impacto, baixa resistência à abrasão e tratáveis termicamente (JACKSON, 1970 a).
- Aços martensíticos: são aços com microestrutura martensítica que, geralmente, contêm cromo, manganês e molibdênio. Esses elementos aumentam a resistência à oxidação e a altas temperaturas quando comparados aos aços de baixa liga. Também são tratáveis termicamente.
- Aços inoxidáveis martensíticos: esses aços apresentam boa resistência ao impacto, mas baixa resistência à abrasão. São ligas Fe-Cr-C com estrutura cristalina martensítica na condição endurecida. São ferromagnéticos, endurecíveis por tratamento térmico e resistentes à corrosão em meios de média agressividade. O conteúdo de cromo varia geralmente entre 10,5% e 18%, e o teor de carbono não ultrapassa 1,2%. O equilíbrio entre os teores de carbono e cromo é fundamental para garantir a estrutura martensítica. Elementos, como nióbio, silício, tungstênio e vanádio, podem ser adicionados para modificar o comportamento do aço durante o revenimento, e pequenas quantidades de níquel, enxofre e selênio podem ser adicionadas para melhorar a resistência à corrosão e à usinabilidade.
- Aços rápidos: mantêm propriedades de dureza e capacidade de corte a altas temperaturas, variando entre 500°C e 600°C. As ligas de baixo carbono apresentam maior tenacidade e são tratáveis termicamente para ajustar a dureza. São usináveis após o recozimento.
- Aços austeníticos ao manganês: essas ligas têm melhor resistência ao impacto do que os aços inoxidáveis austeníticos, além de serem mais resistentes à propagação de trincas em serviço (Eutectic, 2000).

Tabela 3 - Grupo 2 - Ligas ferrosas com mais de 20% de adição utilizadas em revestimentos duros

Descrição	Composição química (%)										HV	AWS
	Fe	C	Cr	Mn	Mo	V	W	Co	Ni	B		
Grupo 2: Ligas Ferrosas com mais de 20% de adição												
Aços austeníticos Cr-Mn	R	0,3	14	14	1	0,4					600	Fe-Cr-Al
Aços rápidos	R		10				15				750	
Aços austeníticos	R	0,1	19	3					8		500	
Ferros Austeníticos	R	4	30	6							700	
ferros martensíticos	R	2,5	1								600	

Fonte: Adaptado de GREGOLIN, 1990.

As ligas para revestimento duro que contêm mais de 16% de Cr e 4% de C, além de outros elementos de liga, são altamente resistentes à oxidação e geralmente classificadas como ligas do tipo "carbonetos de cromo" por causa da predominância de carbonetos duros de cromo em sua composição. Essas ligas, sob condições de baixas tensões, estão entre as melhores disponíveis comercialmente para depósitos resistentes ao desgaste abrasivo (JACKSON, 1970). No entanto, as ligas de alto cromo para revestimento duro são pouco aplicadas em condições de altas tensões, uma vez que os carbonetos podem sofrer fratura.

Com uma composição química similar, a matriz da liga pode ser austenítica, martensítica, perlítica, ou uma combinação dessas estruturas. Avery e Chapin (1952) identificam duas categorias principais: a matriz austenítica, que é estável e não endurecível por tratamentos térmicos convencionais, e a matriz de ferro-cromo endurecível, que não é austenítica no estado soldado, mas pode se tornar martensítica após tratamento térmico.

A resistência à abrasão dessas ligas depende do tipo de processamento, seja por fusão ou deposição de solda. Para ferro fundido de alto cromo, o tipo martensítico oferece melhor resistência à abrasão do que o tipo austenítico. Contudo, segundo Noble (1885), para depósitos de solda, essa ordem é invertida como indicado pelos estudos de Waltson e Mutton (1981).

As ligas austeníticas de alto cromo para revestimento duro, cujas composições estão detalhadas na Tabela 3, têm como principais elementos de liga o Cr, Mn e C. Em alguns casos, o Si pode estar presente em concentrações superiores a 2%. O equilíbrio da composição química favorece a formação de austenita estável e uma matriz de carbonetos eutéticos com dendritas primárias M_7C_3 . Se o conteúdo de C e Cr diminuir devido à diluição na soldagem, pode-se formar austenita primária.

Avery e Chapin (1952 *apud* Noble, 1985, 1986) observaram que os carbonetos primários alongados, típicos em depósitos de solda, são predominantemente Cr_7C_3 com presença de Mn_7C_3 e $(Cr,Fe)_7C_3$. Esses carbonetos apresentam dureza entre 1500 - 1780 HV nas faces longitudinais e entre 1680 e 1960 HV na seção transversal. A dureza desses carbonetos, por exemplo, supera a do quartzo, indicando que a abrasão por este a baixas tensões provavelmente será leve desde que outros fatores não interfiram no processo.

Depósitos com microestruturas finas são geralmente considerados benéficos para a resistência ao desgaste abrasivo embora não tenha sido encontrado suporte experimental para essa afirmação. Por outro lado, Noble (1985, 1986) relata que Rense (1981) concluiu que a

resistência ao desgaste abrasivo é favorecida por uma microestrutura com uma quantidade considerável de grãos, associada à deposição de solda sob condições de alto aporte térmico.

Algumas ligas ferrosas com altos teores de carbonetos de tungstênio, assim como algumas não ferrosas à base de cobalto, demonstram boa resistência ao desgaste abrasivo, mas seu elevado custo limita sua aplicação comercial.

3.2 Ligas do sistema Fe-Cr-C

As ligas à base de ferro, cromo e carbono (Fe-Cr-C) têm sido amplamente utilizadas como materiais de revestimento duro, especialmente em aplicações onde há solicitação por resistência ao desgaste abrasivo sob baixas tensões. Essas ligas são caracterizadas pela presença de carbonetos duros, principalmente do tipo M_7C_3 , dispersos em uma matriz metálica que, em geral, é composta por austenita. Essa combinação resulta em elevada dureza e boa resistência mecânica (Thorpe e Chico, 1985; Oliveira e Costa, 2019).

De acordo com Rosas (1998), as ligas Fe-Cr-C podem ser classificadas, com base na sua microestrutura, em hipoeutéticas ou hipereutéticas. Nas ligas hipoeutéticas, a microestrutura é constituída por dendritas de austenita primária (fase descontínua) envolvidas por uma fase eutética composta por austenita e carbonetos. Em contrapartida, as ligas hipereutéticas apresentam, além da fase eutética, carbonetos primários do tipo M_7C_3 . Entretanto, é importante destacar que, devido à diluição com o metal-base durante o processo de soldagem — especialmente no primeiro passe com eletrodo revestido — uma liga originalmente hipereutética pode se transformar em hipoeutética (Oliveira e Costa, 2019).

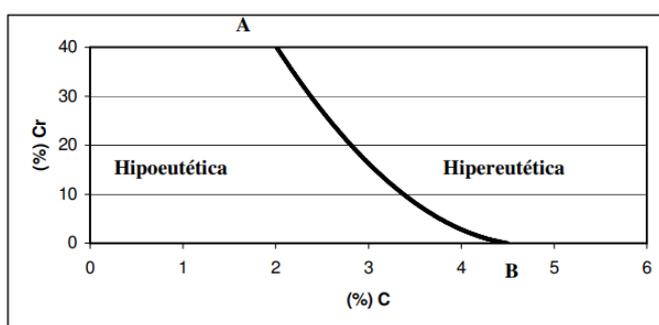
A morfologia, o tamanho, a distribuição e a fração volumétrica dos carbonetos presentes têm influência direta sobre o desempenho dessas ligas frente ao desgaste abrasivo. Estudos conduzidos por Oliveira e Costa (2019) demonstraram que ligas com teores elevados de cromo (como 45% Cr) apresentam maior dureza e maior fração de carbonetos M_7C_3 , mas com morfologia mais grosseira, o que significa com maior número de grãos dispersos formando assim uma microestrutura mais heterogênea, o que pode favorecer o arrancamento dessas partículas da matriz e, portanto, comprometer a resistência ao desgaste. Por outro lado, a adição de nióbio (Nb) resulta na formação de carbonetos do tipo NbC, com morfologia refinada, que se distribuem de forma mais homogênea na matriz e conferem maior resistência ao desgaste, mesmo com menor dureza global e menor fração volumétrica de carbonetos (Oliveira e Costa, 2019).

A presença de NbC pode ainda contribuir para a formação de uma matriz mais rica em cromo, devido à elevada afinidade do nióbio pelo carbono, o que reduz o crescimento excessivo dos carbonetos de cromo e promove uma distribuição mais uniforme dos constituintes da microestrutura (Zum Gahr, 1987; Oliveira e Costa, 2019). A resistência superior ao desgaste observada nas ligas com Nb pode ser atribuída à maior aderência dos carbonetos à matriz e à menor suscetibilidade à fratura ou arrancamento (Albertin e Sinatora, 2001; Hutchings, 1992).

Complementarmente, Correa et al. (2008) realizaram simulações termodinâmicas utilizando o módulo Scheil do software MT-DATA para prever a solidificação de ligas do sistema Fe-Cr-C-Nb. As simulações, realizadas em condições de resfriamento rápido, indicaram que a solidificação se inicia com a precipitação de NbC, seguida pela formação de carbonetos M7C3 e, posteriormente, de austenita. As frações volumétricas teóricas obtidas ao final da solidificação foram de aproximadamente 7% de NbC, 40% de M7C3 e 53% de austenita, valores que mostraram boa concordância com os resultados experimentais (Correa et al., 2008).

Essas informações ressaltam a importância do controle preciso da composição química das ligas Fe-Cr-C e Fe-Cr-C-Nb e da escolha adequada do processo de soldagem. A Figura 5 apresenta um diagrama estrutural em função dos teores de cromo e carbono, no qual a linha A-B representa a linha eutética que demarca a transição entre a região hipoeutética e a hipereutética (Oliveira e Costa, 2019).

Figura 4 - Diagrama estrutural de ligas cromo-carbono



Fonte: Oliveira e Costa, 2019.

3.2.1 Influência dos elementos de liga na microestrutura das ligas do sistema Fe-Cr-C

A maioria das ligas utilizadas em revestimentos duros é classificada como base Fe, Ni, Co ou Cu, sendo aquelas à base de ferro as mais comuns comercialmente (PRISCO, 1998). É prática comum entre os fabricantes de consumíveis de soldagem o uso de diversos elementos

de liga, como Si, Mo, Ni, Cr, V, W, Nb, B, entre outros, visando maximizar a resistência ao desgaste das ligas tratadas. No entanto, o número de estudos científicos que comprovem os benefícios de certos elementos de liga para revestimentos duros é limitado ou até inexistente para alguns deles.

Como discutido anteriormente, um conceito amplamente aceito por diversos autores é o de que a microestrutura é o principal fator determinante na resistência à abrasão, desafiando a visão anterior de que apenas a dureza influenciava a resistência ao desgaste. A seguir, são descritos os efeitos dos elementos de liga na microestrutura de aços e ferros fundidos resistentes ao desgaste abrasivo.

- a) Ferro: o ferro puro tem uso limitado em aplicações industriais. Quando em temperatura ambiente, encontra-se na forma de ferrita e acima de 910°C , na forma de austenita. Em ligas Fe-Cr-C, o ferro pode formar a matriz, geralmente martensítica ou austenítica e compor os carbonetos, como no caso típico dos carbonetos de cromo tipo Cr_7C_3 , com estrutura cúbica complexa. No Cr_7C_3 , metade do cromo pode ser substituída por ferro enquanto, no Cr_3C_2 , a solubilidade do ferro é mais restrita (AMERICAN SOCIETY OF METALS, 1973).
- b) Carbono: segundo Thorpe (1985), o carbono é o componente mais importante das ligas de ferro para revestimento duro, pois, na presença de outros elementos de liga, como cromo, molibdênio, tungstênio, manganês, silício, vanádio, nióbio, nitrogênio e titânio, contribui para a formação da microestrutura final resistente ao desgaste. O teor de carbono influencia diretamente o tipo de matriz, a formação de segunda fase e a dureza dos materiais resistentes ao desgaste além de afetar a formação de carbonetos.

As matrizes nos aços resistentes ao desgaste podem ser:

- Matriz Ferrítica: macia, com dureza de 70 a 200 HV, geralmente evitada em revestimentos duros.
- Matriz Perlítica: moderadamente dura e tenaz, com dureza de 250-320 HV em aços de baixo carbono, podendo alcançar 300-460 HV com adição de ligas.
- Matriz Martensítica: a estrutura mais dura, com dureza de 500-1010 HV, formada por resfriamento rápido, comum em depósitos de solda.
- Matriz Austenítica: macia, com dureza de 170-350 HV, capaz de endurecer por deformação mecânica.

Em ferros fundidos brancos com alto teor de cromo, a matriz pode ser austenítica ou martensítica, dependendo da composição. O teor de carbono também influencia na dureza e na resistência à fratura, além de promover a formação de grafita, especialmente quando o silício é alto.

c) Cromo: frequentemente combinado com outros elementos formadores de carbonetos, como vanádio, nióbio, molibdênio e tungstênio (MENOW, 1989), tem três funções principais nas ligas Fe-Cr-C com alto teor de carbono:

- Formação de carbonetos.
- Melhora da resistência à corrosão.
- Estabilização da estrutura a altas temperaturas.

Quando o teor de cromo ultrapassa 10% no ferro fundido, os carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 se formam antes dos carbonetos M_3C . Em ligas com 12% de cromo, a matriz pode ser austenítica, sendo amplamente usada por sua resistência à abrasão a baixas tensões. Já as ligas com 28% de cromo, combinadas com alto teor de carbono, formam carbonetos duros Cr_7C_3 .

d) Silício: tipicamente presente em teores acima de 0,35% no aço, é comumente utilizado como desoxidante. Quando a concentração varia de 1% a 2%, proporciona excelente temperabilidade e resistência à fadiga. Em ferros fundidos brancos, o silício pode afetar negativamente a temperabilidade, promovendo a formação de perlita, mas a presença de elementos inibidores de perlita, como molibdênio e cromo, pode aumentar a tenacidade dos ferros martensíticos.

e) Nióbio: formador de carbonetos que contribui para a formação de carbonetos tipo MC, que podem ser primários ou eutéticos (GREGORY, 1980). O nióbio também auxilia na nucleação e refino dos carbonetos de cromo, melhorando a resistência ao desgaste, especialmente a abrasão a baixas tensões em razão da presença de carboneto de nióbio e ao refino dos carbonetos de cromo.

f) Boro: quando adicionado em pequenas quantidades, melhora a temperabilidade do aço, reduz a tendência a trincas de têmpera e aprimora as propriedades de conformação mecânica. Em teores de 0,0005% a 0,8%, o boro pode melhorar a resistência ao desgaste abrasivo, formando carbonetos de boro, como o B_4C . No entanto, a literatura sobre o uso desse elemento químico para revestimentos duros é escassa.

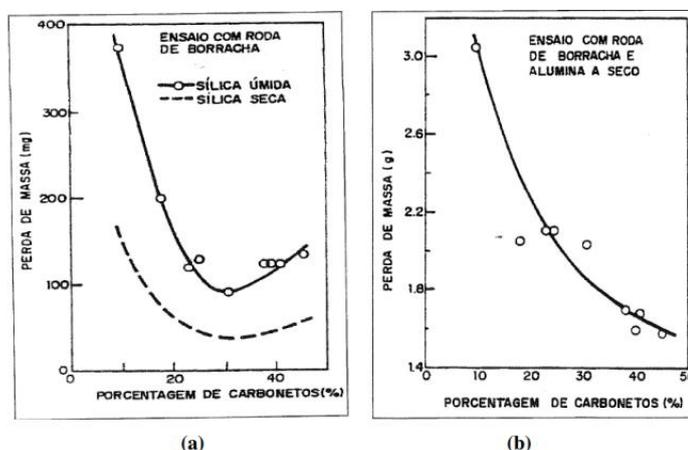
3.3 Microestrutura dos materiais resistentes ao desgaste

A maioria dos materiais utilizados em aplicações tribológicas requer uma alta resistência a um tipo específico de desgaste conforme a finalidade de cada aplicação. Esses materiais, geralmente compostos por múltiplas fases, contêm altas quantidades de precipitados ou fases dispersas, cujas durezas são iguais ou superiores às das partículas abrasivas. As fases compostas nesses componentes são as principais responsáveis pelo aumento significativo da resistência ao desgaste, enquanto a matriz proporciona a tenacidade e a coesão necessárias entre as fases (SHAKELFORD, 1996).

A formação de diferentes tipos de carbonetos, por exemplo, depende da composição química da liga e do tratamento térmico aplicado. A influência de uma segunda fase na resistência ao desgaste por abrasão é determinada por diversos fatores, como a dureza da partícula abrasiva, a dureza das fases presentes, a distribuição do precipitado na matriz, a fração volumétrica das fases, o tipo de matriz, a morfologia e a estabilidade dessas fases (THORPE, CHICCO, 1985).

A fração volumétrica é uma das variáveis mais usadas para explicar o desempenho das ligas no desgaste por abrasão. Fiore *et al.* (1983) estudaram ligas de ferro fundido de alto cromo com fração volumétrica de carbonetos tipo M₇C₃, variando de 10% a 40%. Elas foram submetidas a testes de desgaste por abrasão em roda de borracha, utilizando areia e alumina com granulometria AFS 50-70. As figuras 6 (a) e 6 (b) mostram a relação entre perda de massa e a fração volumétrica de carbonetos nos testes de abrasão com areia e alumina, respectivamente.

Figura 5 - Perda de massa das ligas de ferro fundido de alto cromo em função da fração volumétrica de carbonetos em testes de abrasão



(a) sílica seca e úmida

(b) alumina a seco.

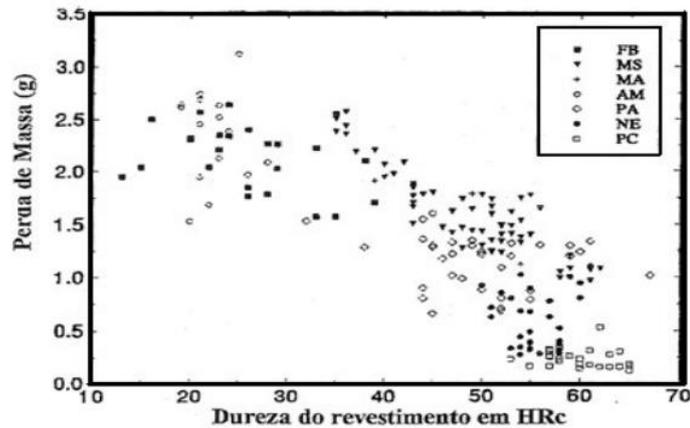
Fonte: FIORE *et al.*, 1983.

Os resultados indicaram que, para ambos os abrasivos (areia e alumina), a resistência ao desgaste aumenta com a fração volumétrica de carbonetos nas ligas hipoeutéticas. No entanto, no intervalo de composição hipereutética, a resistência ao desgaste diminui com o aumento da fração volumétrica de carbonetos em consequência do trincamento dos carbonetos M_7C_3 . Para as ligas hipoeutéticas, a resistência aumentou com os teores de C e Cr mais altos (Davies, 1980).

Esse aumento da resistência ao desgaste nas ligas hipoeutéticas é explicado pela proteção que os carbonetos eutéticos oferecem à matriz. Quando desgastadas com areia, essas ligas apresentaram uma remoção preferencial da matriz de austenita em relação aos carbonetos eutéticos duros. As ligas hipereutéticas comportaram-se de maneira similar, mas muitos dos carbonetos primários trincaram e foram removidos, deixando a matriz mais exposta, o que aumentou a taxa de desgaste devido ao tamanho dos carbonetos. Assim, carbonetos muito grandes podem ser frágeis, comprometendo a resistência ao desgaste, embora resistam mais à abrasão que a matriz, e o modo como estão ligados à matriz pode influenciar a ocorrência de trincas durante a abrasão (GREGORY, 1980).

Kotecki e Ogborn (1995) analisaram dados sobre a resistência ao desgaste por abrasão a baixas tensões em ligas à base de ferro e concluíram que a microestrutura é o principal fator determinante da resistência à abrasão, com o carbono sendo o elemento mais importante na definição da microestrutura. Os melhores resultados foram obtidos com teores de carbono em torno de 4% e de cromo em 16%. Com essas proporções de elementos de liga, foram formadas microestruturas com carbonetos primários. As Figuras 7 e 8 mostram, respectivamente, a dispersão dos resultados em relação à perda de volume e à influência do teor de carbono na microestrutura e resistência ao desgaste dos revestimentos.

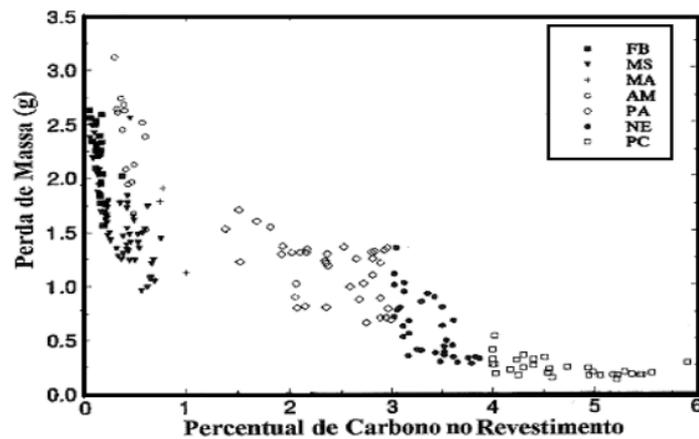
Figura 6 - Perda de massa versus dureza do revestimento



FB ferrita bainita; MS martensita; MA martensita austenita; AM austenita; PA austenita primária com eutético de austenita e carboneto; NE quase eutético; PC carboneto primário com eutético de austenita e carboneto

Fonte: KOTECKI; OGBORN, 1995.

Figura 7 - Perda de massa versus porcentagem de carbono depositado



FB ferrita bainita; MS martensita; MA martensita austenita; AM austenita; PA austenita primária com eutético de austenita e carboneto; NE quase eutético; PC carboneto primário com eutético de austenita e carboneto

Fonte: KOTECKI; OGBORN, 1995.

Gahr (1970) relatou que a resistência ao desgaste aumenta conforme a microestrutura da matriz evolui da ferrita para a perlita, a bainita e, finalmente, a martensita. A resistência ao desgaste das matrizes ferríticas é baixa por consequência da sua dureza reduzida, enquanto as matrizes martensíticas revenidas apresentam alta resistência ao desgaste. Para a mesma dureza, as microestruturas bainíticas superam as martensíticas revenidas.

3.3.1 Influência da homogeneidade microestrutural no desgaste abrasivo

A microestrutura de um material revestido exerce influência direta sobre seu desempenho frente a esforços mecânicos e a condições severas de atrito. Em especial, nos casos de desgaste abrasivo, características, como a morfologia, o tamanho de grão, a distribuição de fases e a presença de carbonetos desempenham papel determinante na durabilidade do revestimento.

Segundo Wilson e Hutchings (1994), microestruturas heterogêneas — formadas por diferentes fases com contrastes acentuados de dureza — tendem a apresentar desgaste seletivo. Isso ocorre porque as fases mais frágeis ou dúcteis são removidas preferencialmente, o que compromete a integridade da superfície revestida, podendo acelerar falhas por delaminação, sulcamento ou fratura localizada. Além disso, a heterogeneidade pode favorecer a nucleação de microtrincas, que se propagam sob tensão, agravando ainda mais o processo de desgaste.

Por outro lado, microestruturas homogêneas contribuem para uma distribuição mais uniforme das tensões ao longo do material durante o contato abrasivo. Essa uniformidade reduz significativamente os pontos de concentração de esforço, minimizando a possibilidade de falhas localizadas, como destacamento de partículas duras da matriz ou formação de trincas intergranulares. De acordo com Neville (2004), a homogeneidade estrutural aumenta a resistência global ao desgaste, mesmo em condições críticas, pois evita descontinuidades internas e promove maior coesão entre as fases.

Além disso, estudos recentes demonstram que o desempenho contra abrasão não depende apenas da dureza global do material, mas também da forma como os constituintes da microestrutura estão organizados. Haiko *et al.* (2019), por exemplo, ao avaliarem diferentes composições microestruturais com durezas similares (~450 HV), observaram comportamentos distintos frente ao desgaste, reforçando que a dureza, sozinha, não é um bom preditor de desempenho. Já Zemlik *et al.* (2024) demonstraram que a redução no tamanho de grão em aços estruturais aumentou significativamente a resistência ao desgaste, indicando que microestruturas mais refinadas promovem melhor desempenho tribológico.

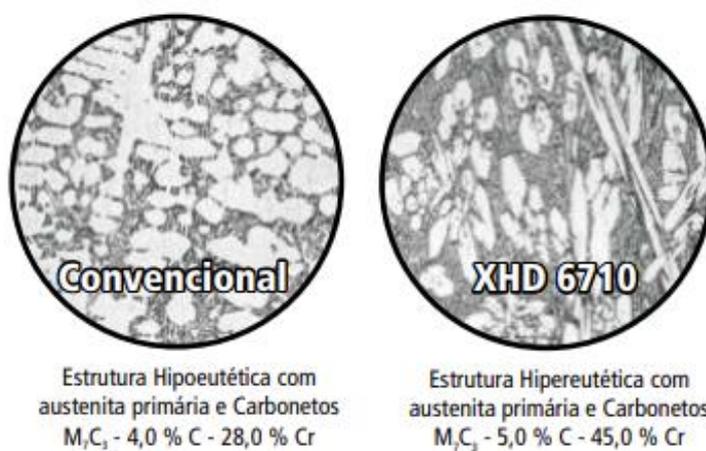
Outro fator relevante é a forma e a distribuição dos carbonetos presentes na liga. Em revestimentos do tipo Fe-Cr-C, a presença de carbonetos primários do tipo M_7C_3 , quando em grande quantidade e mal distribuídos, pode levar à sua fragmentação sob cargas abrasivas, transformando-os em partículas soltas que contribuem para o próprio desgaste do material (YILMAZ *et al.*, 2021). Em contrapartida, carbonetos finos e bem distribuídos, como NbC ou $M_{23}C_6$, reforçam a matriz e dificultam a propagação de trincas, melhorando a performance em ambientes abrasivos.

Esses estudos reforçam a importância de um controle rigoroso da microestrutura durante o desenvolvimento de ligas de revestimento, especialmente em aplicações industriais submetidas a desgaste severo. Estruturas homogêneas, refinadas e bem equilibradas em termos de fases duras são fundamentais para garantir maior estabilidade dimensional e resistência ao desgaste ao longo do tempo.

3.4 Eletrodos revestidos para desgaste abrasivo: características do eletrodo XHD 6710

De acordo com a ficha técnica disponibilizada pela empresa Eutectic (2025), o eletrodo XHD 6710 foi desenvolvido com a tecnologia XHD, que proporciona uma taxa de deposição de pelo menos 30% superior à dos eletrodos convencionais. A liga desse eletrodo foi formulada para resistir a desgastes severos por abrasão, apresentando uma matriz austenítica, que confere resistência ao impacto, e uma dispersão homogênea de carbonetos de cromo ou complexos na estrutura da liga. Embora a dureza seja um indicador da resistência ao desgaste, o aspecto mais crítico é a estrutura metalúrgica do depósito.

Figura 8 - Microestrutura resistente ao desgaste



Fonte: EUTECTIC.

A maior parte dos eletrodos revestidos utilizados para revestimentos antidesgaste é baseada no sistema metalúrgico FeCr. Contudo, a adição de elementos de liga, aliada à velocidade de solidificação e ao grau de diluição, influencia de forma significativa as propriedades de resistência ao desgaste. O eletrodo XHD 6710 se destaca por sua baixa diluição, garantindo, desde o primeiro passe elevada dureza, resistência e alta taxa de deposição. Com aproximadamente 45% de cromo em sua composição, proporciona alta dureza já na camada inicial do revestimento. Além disso, seu alto rendimento, proporcionado pelo sistema XHD de elevada taxa de deposição, contribui para o aumento da vida útil do revestimento, redução dos custos operacionais e diminuição das paradas de manutenção (EUTECTIC).

O eletrodo XHD 6710 é recomendado para a soldagem de aços-carbono, aços-liga, aços inoxidáveis e aço-manganês (*Hadfield*). É particularmente indicado para a reconstrução de componentes como revestimentos em pás carregadeiras e raspadeiras, dentes e bordas de caçambas, pás e laterais de misturadoras, placas de desgaste em silos, dentre outras diversas aplicações (EUTECTIC).

Ao realizar a soldagem de revestimentos antidesgaste, é crucial uma limpeza adequada da superfície, eliminando contaminações provenientes de óleos, graxas, areia, poeira e outros materiais, bem como a remoção de qualquer material fatigado, fissuras e trincas. Durante a soldagem, deve-se manter um arco médio e ligeiramente oscilante, utilizando uma máquina de corrente contínua com o eletrodo no polo negativo ou corrente alternada. Dependendo do tamanho e da composição química do metal-base, pode ser necessário realizar um pré-aquecimento entre 250°C a 350°C, seguido de resfriamento lento e protegido de correntes de ar. É fundamental utilizar eletrodos completamente secos.

3.5 Eletrodos revestidos para desgaste abrasivo: características do eletrodo EC 4904

De acordo com a ficha técnica disponibilizada pela empresa Eutectic (2025), o eletrodo revestido EC 4904, em conformidade com a norma DIN 8555 E 10 UM 60, é um consumível de alta liga desenvolvido para proporcionar excelente resistência ao desgaste abrasivo além de suportar temperaturas elevadas de até 700°C. Esse eletrodo destaca-se por produzir um arco suave e estável, com boa penetração e baixo índice de respingos, resultando em um acabamento de alta qualidade e fácil remoção da escória. O depósito gerado é caracterizado por cordões de solda homogêneos e uniformes, livres de poros, trincas e fissuras. É amplamente utilizado na reconstrução de componentes, como transportadores helicoidais, facas trituradores, britadores e moinhos, misturadores e perfuratrizes. É também indicado para a recuperação de peças de

tratores, carcaças de bombas de dragas, revestimentos em pás carregadeiras e raspadeiras, dentes e bordas de caçambas, dentre outras aplicações.

Para assegurar uma soldagem de qualidade com o eletrodo EC 4904, é fundamental preparar adequadamente a área a ser soldada. Isso inclui a eliminação de contaminações superficiais, como óleos, graxas e gorduras, além da remoção de material fadigado, trincas, poros e fissuras. Dependendo do tipo de revestimento do eletrodo, a soldagem pode ser realizada com máquinas de corrente alternada ou corrente contínua. Para eletrodos com revestimento rutilico ou misto, a soldagem pode ser efetuada com ambas as correntes, sendo que, no caso da corrente contínua, o eletrodo deve ser polarizado positivamente. Já para eletrodos com revestimento básico, a soldagem deve ser feita exclusivamente com corrente contínua e o eletrodo no polo positivo (EUTECTIC).

É essencial seguir rigorosamente a corrente elétrica indicada para cada diâmetro de eletrodo, manter o arco curto e inclinado a 75° na direção da solda. No caso de aços inoxidáveis da série 300, não é necessário realizar pré-aquecimento ou tratamento posterior. Para aços temperados, deve-se realizar um pré-aquecimento entre 150°C e 400°C conforme a espessura da peça. Nos aços ligados, o pré-aquecimento deve ser ajustado de acordo com o Carbono Equivalente.

3.6 Desgaste

A ciência e a tecnologia que estudam a interação entre superfícies em movimento relativo, bem como as práticas associadas, são denominadas tribologia. O termo tem origem no grego e significa uma combinação de *tribo*, que significa atrito, e *logos*, que se refere a estudo, indicando que essa disciplina trata dos fenômenos relacionados à fricção e ao desgaste dos materiais (BHUSHAN, 2002).

No contexto industrial, há uma busca constante pela redução e controle da fricção e do desgaste, motivada por diversas razões, como a extensão da vida útil de máquinas e componentes, a melhoria da eficiência dos dispositivos e a conservação de recursos materiais escassos (HOLMBERG; MATTEWS, 2009). O desgaste é definido pela ASTM (1994) como o dano que ocorre em uma superfície sólida, geralmente associado à perda progressiva de material devido ao movimento relativo entre essa superfície e uma ou mais substâncias em contato. De forma similar, a norma DIN (1997) descreve o desgaste como sendo a perda

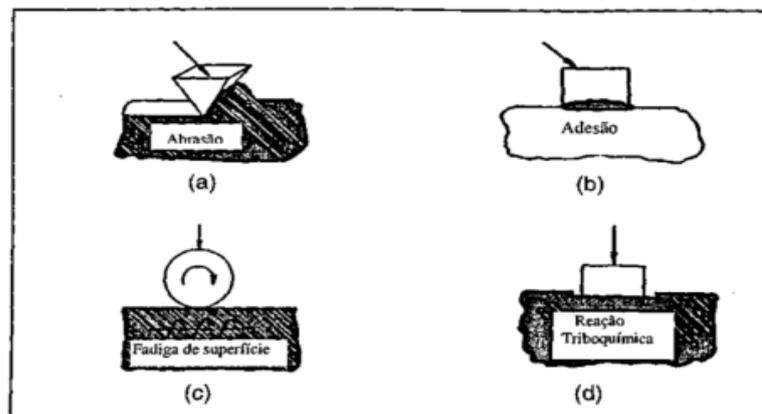
progressiva de material de um corpo sólido causada pelo movimento relativo desse corpo contra um sólido, líquido ou gasoso.

Equipamentos industriais frequentemente operam sob condições severas, buscando maximizar a produtividade. No entanto, essa situação resulta em um desgaste acentuado das peças, comprometendo a vida útil do equipamento como um todo. Os custos associados à reparação e à substituição dessas peças, juntamente com o tempo de inatividade dos equipamentos, representam um impacto econômico significativo para indústrias de diversos setores (HAWK; TYLCZAK; WILSON, 1999).

Para facilitar a análise e a prevenção do desgaste, é essencial identificar o tipo específico de desgaste ao qual o componente em estudo está sujeito. A identificação do mecanismo predominante de desgaste envolve o exame da superfície danificada, a análise das propriedades do material e o entendimento das condições de operação.

Os principais mecanismos de desgaste podem ser classificados em: desgaste adesivo, desgaste abrasivo, desgaste por fadiga e desgaste químico (HOLMBERG, 2009; HURRICK, 1972; GOHAR; RAHNEJAT, 2008). A Figura 10 ilustra esses mecanismos básicos de desgaste, fornecendo uma visualização das diferentes formas como o material pode ser removido da superfície de contato.

Figura 9 - Mecanismos básicos de desgaste



a) adesivo; b) abrasivo; c) fadiga; e d) desgaste químico

Fonte: ZUM GAHR, 1987.

Essa classificação serve como uma base para a compreensão e o estudo dos processos de desgaste, permitindo uma abordagem mais eficaz na prevenção e mitigação desses fenômenos em aplicações industriais.

3.6.1 Desgaste abrasivo

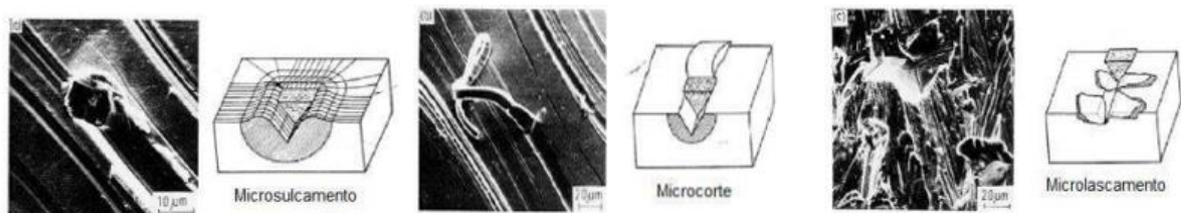
A ASTM (1994) define desgaste abrasivo como o deslocamento de material causado por partículas ou protuberâncias duras que são forçadas contra e movem-se ao longo de uma superfície sólida. Esse tipo de desgaste é o mais comum e severo, ocorrendo em cerca de 55 a 60% dos desgastes de componentes metálicos industriais (Zollinger, 1998). O fenômeno acontece quando superfícies duras ou partículas rígidas deslizam sobre uma superfície mais macia, resultando em danos à interface por deformação plástica ou fratura (BHUSHAN, 2002; GOHAR; RAHNEJAT, 2008).

O desgaste abrasivo ocorre quando duas asperezas interagem, e a superfície mais dura corta ou risca a superfície de menor dureza, causando perda significativa de material e formando sulcos e riscos (CASSINA, 1991).

Gahr (1987) observa que o desgaste abrasivo pode ocorrer em diferentes níveis, dependendo da razão entre as durezas das superfícies envolvidas. Os principais mecanismos de desgaste são: microcorte, microsulcamento e microlascamento (Figura 11). O microsulcamento e o microcorte predominam em materiais mais dúcteis, e a transição entre eles é influenciada pelo ângulo de ataque das partículas abrasivas além do coeficiente de atrito e da dureza do material. À medida que a dureza aumenta, o desgaste pode evoluir para microlascamento.

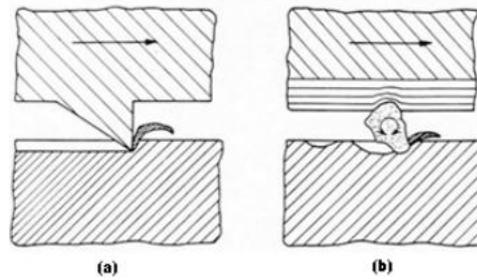
Gahr (1987) classifica o desgaste abrasivo em dois tipos principais: abrasão de dois corpos e abrasão de três corpos (Figura 12). A abrasão de dois corpos ocorre quando um material duro e rugoso desliza sobre uma superfície mais branda, enquanto a abrasão de três corpos se dá quando partículas abrasivas pequenas estão presentes entre duas superfícies deslizantes ou rolantes, permitindo que as partículas rolem e interajam com as superfícies de maneira intermitente (MELLO, 2007). O resultado do desgaste a três corpos depende de características das superfícies: resistência à fratura, tamanho das partículas abrasivas, dureza, rugosidade e tipo de movimento ao qual a superfície está submetida.

Figura 10 - Mecanismos de desgaste envolvidos no desgaste abrasivo



Fonte: GAHR,1987.

Figura 11 – Tipos de desgaste



a) a dois corpos; b) a três corpos

Fonte: GARH, 1987.

A abrasão de dois corpos, conforme definida por Norton (2004), acontece quando um material duro e rugoso desliza sobre um material de superfície mais macia. A superfície mais dura penetra na outra, removendo material. Segundo Catai (2004), o desgaste abrasivo de dois corpos ocorre quando uma ou mais partículas de elevada dureza são atritadas contra uma superfície, formando sulcos ou escavações devido à força normal aplicada (CASSINA, 1991).

A abrasão a três corpos é um fenômeno que ocorre com maior frequência e pode ser uma etapa subsequente do processo de abrasão de dois corpos. Esse tipo de fenômeno é produzido quando partículas abrasivas de pequeno tamanho estão presentes entre duas superfícies rolantes ou deslizantes (CASSINA, 1991; CATAI, 2004). No desgaste abrasivo a três corpos, as partículas estão livres, o que permite o rolamento destas entre as superfícies, resultando em uma interação intermitente com a superfície que causa riscos (MELLO, 2007).

O resultado do desgaste a três corpos depende, em grande parte, das características das superfícies envolvidas, tais como resistência à fratura, tamanho das partículas abrasivas, dureza e rugosidade além de ser influenciado pelo tipo de movimento ao qual a superfície está submetida.

3.6.2 Variáveis que influenciam o ensaio de desgaste abrasivo

O desgaste abrasivo é afetado por diversos fatores, incluindo o tamanho e a forma das partículas abrasivas, a carga aplicada e a dureza do material. Algumas propriedades do material, como dureza, módulo de elasticidade, resistência ao escoamento, temperatura de fusão, estrutura cristalina e microestrutura, têm grande influência no desgaste (ASM, 1992).

a) Dimensão da Partícula Abrasiva

O tamanho das partículas abrasivas influencia diretamente o mecanismo de desgaste. A razão w/r (em que w é a largura da ranhura, e r é o raio da ponta esférica) expressa essa relação. Se a partícula abrasiva é maior que o tamanho crítico, a taxa de desgaste tende a se estabilizar, não dependendo mais do tamanho das partículas (DEUIS *et al.*, 1996; NORTON, 2004). Em geral, partículas maiores causam maior desgaste até atingirem um tamanho crítico, momento em que a ação abrasiva se torna constante.

b) Geometria do Grão Abrasivo

Fang *et al.* (1993) concluem que partículas abrasivas de formato esférico tendem a se engastar, deslizando uma sobre a outra. Por outro lado, as angulares têm maior tendência a rolar, causando indentações nas superfícies. Partículas com arestas cortantes causam desgaste mais significativo, já que, sob alta pressão ou impacto, podem penetrar mais profundamente na superfície, formando cavacos, dependendo do ângulo de ataque (HERNANDEZ, 1997).

c) Carga Aplicada

A carga aplicada tem efeito direto sobre o volume de desgaste. Mondal (1998) observou que a resistência ao desgaste diminui conforme a carga aumenta. Esse efeito é mais pronunciado em materiais com diferentes composições, que respondem de maneira mais significativa à carga do que ao tamanho das partículas abrasivas. Dasgupta *et al.* (1999) confirmaram que o aumento da carga provoca maior taxa de desgaste, especialmente quando partículas grosseiras estão em contato com a superfície.

d) Dureza

Coronado *et al.* (2009) estudaram a relação entre dureza e resistência ao desgaste abrasivo em materiais soldados, observando que a microestrutura e a presença de carbonetos têm um papel mais determinante que a dureza pura. Ribeiro (2005) também observou que, embora a dureza seja um bom indicativo do potencial de resistência ao desgaste, a correlação não é sempre direta. Em alguns casos, o aumento da dureza não resulta em maior resistência ao desgaste. A resistência ao desgaste abrasivo depende da microestrutura do material como observado por Chatterjee (2003); Berns (1995), Deuis *et al.* (1996).

3.6.3 Ensaio abrasivo por roda de borracha

O abrasômetro de roda de borracha é regulamentado pela norma americana ASTM G65 (2010), que especifica o procedimento de teste de abrasão com areia seca/roda de borracha. Esse ensaio consiste em desgastar um corpo de prova padrão utilizando um abrasivo com composição e tamanho controlados, que é inserido entre o corpo de prova e uma roda revestida com tira de borracha clorobutílica ou de dureza especificada.

Conforme a norma ASTM G65 (2010), o corpo de prova é pressionado contra a roda em rotação por meio de uma força aplicada através de um braço de alavanca. Durante o ensaio, um fluxo contínuo de abrasivo é despejado entre a superfície do corpo de prova e a roda de borracha, causando desgaste por abrasão. O movimento da roda é direcionado para acompanhar o fluxo do abrasivo, e o braço de alavanca se apoia em um plano quase tangente à superfície da roda, perpendicular ao diâmetro horizontal onde a carga é aplicada. A carga e o tempo do teste variam conforme os procedimentos A a E, descritos nesta norma (Tabela 4).

Tabela 4 - Parâmetro dos procedimentos normalizados pela ASTM G65

Procedimento	Força (N)	Nº Revoluções	Abrasão Linear (m)
A	130	6000	4309
B	130	2000	1436
C	130	100	71,8
D	45	6000	4309
E	130	1000	718

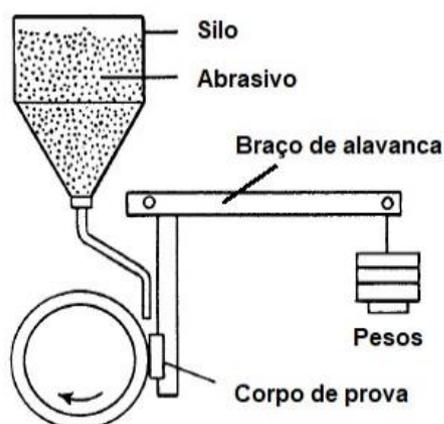
Fonte: ASTM - G65, 2017.

Durante o ensaio, a massa do corpo de prova é medida antes e depois do teste para registrar a perda de massa. Essa perda é convertida para mm³, considerando a densidade específica do material. A norma define as condições para a uniformidade do desgaste abrasivo, referindo-se à abrasão por riscamento, o que possibilita a classificação comparativa de materiais.

A norma estabelece que a roda de borracha deve ter dureza Shore entre A58 e A62 para o que se recomenda tratar a borracha após a colagem em um disco de aço. A largura e espessura da tira devem ser 12,7 mm (1/2") e o diâmetro total da roda, 228,6 mm. Para assegurar a uniformidade da dureza, ao menos quatro leituras de dureza devem ser realizadas em posições espaçadas aproximadamente 90°.

O abrasômetro opera a 200 rpm, com variação de ± 10 rpm. A norma padroniza a posição vertical do corpo de prova contra o disco em rotação, aplicando força horizontal através de uma alavanca, como na Figura 13.

Figura 12 - Representação do equipamento de roda de borracha vertical



Fonte: Adaptado de normas ASTM g-65, 2010.

Uma variação do teste, proposta por Stevenson e Hutchings (1996), utiliza uma configuração horizontal em que a força é aplicada verticalmente sobre o corpo de prova. Em ambos os casos, o equipamento deve ser calibrado com materiais de referência seguindo os parâmetros da ASTM G65 (2010) para assegurar precisão em futuros ensaios de materiais desconhecidos (Tabela 5).

Tabela 5 - Materiais e métodos para validação do abrasômetro

Material	Dureza [HRC]	Força aplicada [N]	Nr. de Revoluções	Volume Perdido [mm ³]
AISI D2 Temperado e Revenido	58,5 a 60,5	130	6000	36 +/- 5
AISI H13 Temperado	47 a 48	130	2000	56 +/- 4
AISI 4340	31 a 33	130	1000	49 +/- 3
		45	6000	91 +/- 5

Fonte: Adaptado de ASTM G65, 2010.

A norma também define os parâmetros técnicos do abrasômetro conforme mostra a Tabela 6, permitindo a construção de equipamentos confiáveis para ensaios abrasivos repetíveis e seguros.

Tabela 6 - Materiais e métodos para validação do abrasômetro

Parâmetro	Dados
Potência do motor	750 W
Rotação do disco de borracha (RPM)	200 ± 10
Revoluções durante o ensaio	100 a 6000
Carga aplicada sobre a amostra (N)	45 a 130 (± 3%)
Vazão de abrasivo (g/min)	300 a 400
Dimensões da amostra (mm)	25 x 75 x 12,7 (L x A x Esp.)
Diâmetro externo do disco (mm)	228,6
Dureza de borracha (Shore A)	60 ± 2

Fonte: Adaptado de ASTM G65, 2010.

O abrasivo recomendado é uma areia de sílica AFS 50/70, classificada e com umidade abaixo de 0,5%. Cada amostra deve ter 25x76 mm e 12,7 mm de espessura e com superfície rugosa de até 0,8 µm. Após o ensaio, a diferença de massa permite calcular o volume de material perdido usando as Equações 1 e 2, e a borracha da roda deve ser inspecionada regularmente devido ao desgaste natural.

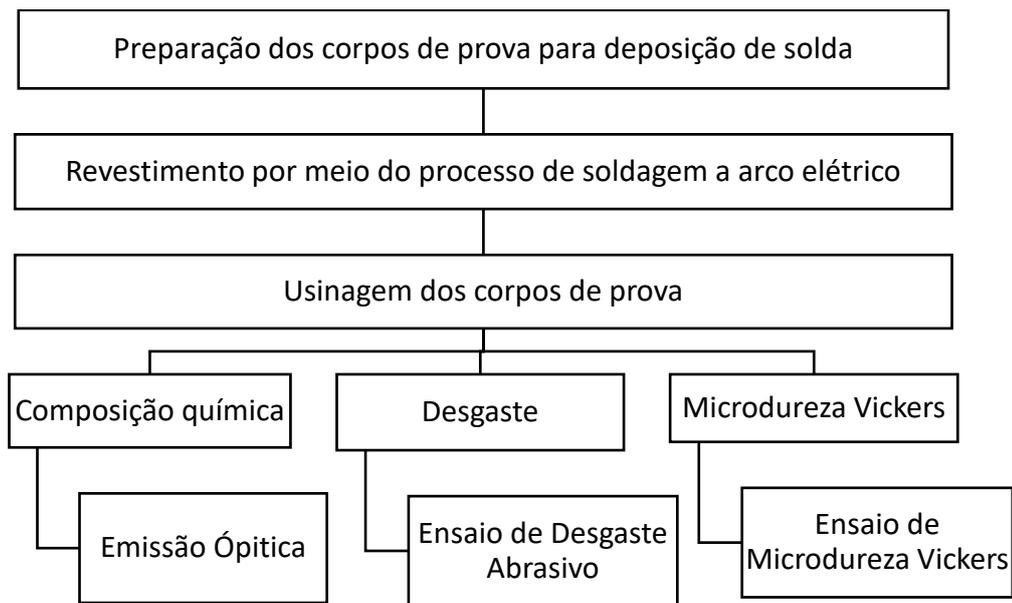
$$Volume\ perdido\ [mm^3] = \frac{massa\ perdida\ [g]}{densidade\ [\frac{g}{cm^3}]} \times 1000 \quad (1)$$

$$Vol.\ perd.\ ajust.\ [mm^3] = \frac{228,6\ [mm]}{d_{roda}(após\ ensaio)[mm]} \times Vol.\ perd.\ calc\ [mm^3] \quad (2)$$

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Esta seção descreve os materiais empregados e os procedimentos metodológicos adotados ao longo do desenvolvimento deste estudo. A Figura 14 mostra o fluxograma das etapas do procedimento experimental que foram realizadas.

Figura 13 - Fluxograma do procedimento experimental



Fonte: Autoria própria, 2024.

4.1 Preparação dos corpos de prova

Para a confecção dos corpos de prova, foram utilizadas placas de aço estrutural ASTM A-36 como substrato. Para o revestimento, empregaram-se dois eletrodos comerciais do tipo Fe-Cr-C: XHD 6710 (Liga A) e EC 4904 (Liga B).

Pode-se observar a composição do substrato e dos eletrodos utilizados na Tabela 7.

Tabela 7 - Composição química (% em massa)

MATERIAIS	REFERÊNCIA	C	Si	Mn	Cr	S	P	Fe
ASTM A36	Substrato	0,25 – 0,3	-	0,80 – 1,20	-	0,05	0,04	Restante
XHD 6710	Liga A	3,8 – 5,7	2,0	1,0	38,0 – 45,0	-	-	Restante
EC 4904	Liga B	3,0 – 4,5	1,0 – 3,0	2,0	25,0 – 33,0	0,03	0,04	Restante

Fonte: EUTETIC, 2025.

Para estimar o número mínimo de corpos de prova (n) necessários para o ensaio, será aplicado o modelo de estimativa de intervalo. Esse modelo seguirá as diretrizes da norma ASTM G65, que recomenda uma confiabilidade de 95% e admitirá um erro máximo de 5%. A estimativa do número de amostras será calculada pela Equação 3:

$$n = \left(Z \cdot \frac{V}{E} \right)^2 \quad (3)$$

Na equação, n representa o número de amostras, E será o erro admissível e V , o coeficiente de variação. Esse último medirá a dispersão relativa, expresso como o desvio-padrão em porcentagem da média dos resultados obtidos e usado para avaliar a precisão do experimento. Para uma confiabilidade de 95%, o valor Z , correspondente a uma distribuição normal, será 1,96. O desvio-padrão para esse tipo de experimento será definido como 5% (LEITE, 2008).

Com os valores descritos, a equação resultará em:

$$n = (1,96 \cdot 5 / 5)^2 = 3,84 \quad (4)$$

Arredondando, determinar-se-á que serão necessários quatro corpos de prova.

As amostras serão usinadas com dimensões finais de 10 x 25 x 75 mm, de modo a obter superfícies uniformes, conforme os requisitos da norma ASTM G65 (2010).

4.2 Revestimento por soldagem dos corpos de prova

O revestimento das placas de desgaste foi realizado pelo processo SMAW, utilizando eletrodos revestidos apropriados para a aplicação. A operação foi conduzida com uma fonte de energia modelo ARISTO 1000 da marca ESAB, configurada para fornecer os parâmetros ideais de soldagem.

A soldagem foi executada na posição horizontal plana, uma vez que a chapa de desgaste. Essa condição permitiu realizar o procedimento em um ambiente controlado com a peça totalmente apoiada, garantindo maior estabilidade e qualidade no depósito de solda.

A preparação das placas para soldagem foi realizada para garantir superfícies isentas de óleo, graxa e óxidos. Em casos de contaminação excessiva, especialmente em trabalhos em série, recomenda-se o desgorduramento com tricloroetileno ou tetracloreto de carbono. Para esse processo, foi efetuado um leve esmerilhamento visando remover escamas e outras

contaminações superficiais. Como as chapas utilizadas (ASTM-A36) possuem teor de carbono entre 0,25% e 0,3%, o pré-aquecimento não será necessário.

A soldagem foi realizada utilizando eletrodos revestidos XHD 6710 (Eutectic) e EC 4904 (Eutectic). A operação foi conduzida com corrente contínua e polaridade direta. Para garantir um depósito compacto e homogêneo, recomenda-se o balanceamento do arco durante a soldagem.

Em cada amostra foram depositados diversos cordões de solda, um sobre o outro, até alcançarem uma altura de 7,0 mm, monitorada por meio de medições com paquímetro ao final do processo, recobrindo toda a chapa cortada de ASTM A-36, destinada a ensaios de desgaste abrasivo e dureza, utilizando os parâmetros descritos na Tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros operacionais para o processo de soldagem conforme

REVESTIMENTO	PASSE	PROCESSO DE SOLD.	DIÂMETRO (mm)	CORRENTE / POLARIDADE	INT. DE CORRENTE (A)	TENSÃO (V)
XHD 6710	Revest.	SMAW	4,0	CC+	164	24
EC 4904	Revest.	SMAW	3,25	CC+	164	24

Fonte: Aatoria própria, 2025.

4.3 Usinagem dos corpos de prova

Após a soldagem, a usinagem final, foi usada uma fresadora de topo e uma retífica plana. A Figura 15 mostra os corpos de prova prontos para a realização dos ensaios necessários.

Figura 14 - Corpo de prova após a usinagem



Fonte: Aatoria Própria, 2025.

4.4 Emissão óptica

A caracterização da composição química das amostras foi realizada por meio de espectrometria de emissão óptica com excitação por centelha (OES) utilizando o equipamento Thermo Scientific ARL iSpark 8860. Esse espectrômetro opera com uma fonte de descarga capacitiva de alta energia, que gera uma centelha entre o eletrodo e a superfície da amostra metálica, promovendo a excitação dos átomos presentes.

Durante a excitação, os elementos químicos emitem radiações eletromagnéticas características, que são detectadas por fotomultiplicadores e processadas pelo sistema óptico do equipamento. A análise foi conduzida em atmosfera controlada de argônio para evitar interferências causadas por oxigênio atmosférico.

Para garantir a representatividade dos resultados, cada amostra foi submetida a duas análises consecutivas em regiões distintas da superfície. Os valores obtidos foram posteriormente analisados quanto à repetibilidade, sendo considerada a média dos resultados como valor final da composição química para cada elemento analisado.

Antes das análises, as superfícies das amostras foram preparadas por desbaste mecânico com lixa abrasiva a fim de remover camadas oxidadas ou contaminadas que pudessem interferir na excitação da centelha.

4.5 Microdureza

As amostras foram preparadas para análise metalográfica. Foi necessário embutir os corpos de prova, pois, após o corte, essas dimensões não eram adequadas para o manuseio. O corte foi feito utilizando um equipamento de corte metalográfico CM 80 da marca Teglaco. As amostras foram lixadas em lixadeiras das marcas Struers, Teclago e Arotec, na seguinte sequência: #120, #240, #320, #420 e #600 com a rotação de 90° e limpeza com água entre os passes de lixamento. Posteriormente, as peças foram polidas em politrizes das marcas Arotec e Struers utilizando pasta de diamante com partículas de 9 µm e, em seguida, de 3 µm, tendo o álcool como fluido refrigerante e lubrificante. Após a preparação, as amostras foram submetidas a ataque químico em uma capela de exaustão de gases da marca Buzattos com o reativo Nital a 5% (97% álcool etílico e 3% ácido nítrico), imergindo as amostras na solução para obter os contrastes necessários para uma boa visualização micrográfica.

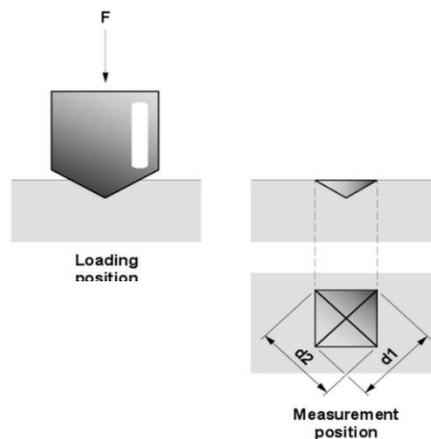
Para a caracterização mecânica das amostras, foi utilizado o ensaio de microdureza Vickers em um equipamento da marca Shimadzu, modelo HMV-2T. A medição foi realizada diretamente sobre a superfície dos corpos de prova com uma carga de 0,2 kgf e tempo de penetração de 15 segundos. Foram feitas dez medições de dureza em pontos aleatórios a partir de 10 mm da extremidade do corpo de prova.

O cálculo da dureza Vickers (HV) foi feito com base na carga aplicada e no tamanho das diagonais da impressão deixada por um penetrador Vickers piramidal. A equação utilizada foi:

$$HV = \frac{1,854 * F}{d^2} \quad (5)$$

Na equação, F representa a carga aplicada em quilogramas-força (kgf), d é a média das duas diagonais da impressão (Figura 16) em milímetros (mm), e 1,854 é a constante que leva em conta a geometria do penetrador.

Figura 15 - Imagem esquemática para a medição das diagonais do penetrador



Fonte: Autoria própria, 2024

4.6 Desgaste abrasivo

O ensaio de desgaste foi feito em parceria com a Universidade Federal de Uberlândia no laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste da Faculdade de Engenharia Mecânica. O ensaio foi conduzido conforme a norma ASTM G65-16 (2021) utilizando a rotação de um disco metálico revestido de borracha, que entra em contato com o corpo de prova fixo.

Os ensaios da ASTM G65-16:2024, conhecidos também como “roda de borracha”, foram realizados conforme o procedimento A (130 N de carga). Foram executados ensaios em

três amostras de cada material com 4308 metros de deslizamento (6000 ciclos) e rotação de 200 rpm. O equipamento foi calibrado conforme procedimentos estabelecidos pela norma, sendo o material de controle utilizado o aço-ferramenta D2.

O abrasivo utilizado foi a Areia Normal Brasileira nº 100 (retida entre as peneiras de 0,30 e 0,15 mm), fornecida pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) e padronizadas de acordo com a norma ABNT NBR 7214:2012.

A avaliação da resistência ao desgaste, conforme a norma ASTM G65, será feita medindo a diferença de massa, utilizando a Equação 4:

$$\Delta V(\text{mm}^3) = (\Delta m/d) \quad (6)$$

ΔV refere-se à perda de volume (em mm^3); Δm , à perda de massa (em gramas) e d , à densidade (em g/cm^3) que foi considerada no valor de $7,85 \text{ g/cm}^3$.

A medição de perda de massa devido ao desgaste abrasivo foi realizada utilizando uma balança analítica da marca Shimadzu, modelo AUY 220, com resolução de 0,1 mg (certificado de calibração 34359-2 de 30/04/2025, ver em ANEXOS). Todas as amostras foram pesadas três vezes. Antes das pesagens, as amostras foram limpas em banho ultrassônico com álcool etílico por 5 minutos e secadas em uma estufa a $100 \text{ }^\circ\text{C}$ por 2 horas.

Os ensaios foram realizados em cada amostra, com o procedimento de repeneiramento do abrasivo e reposição do alimentador com areia padrão entre os ensaios para evitar a contaminação da areia com resíduos metálicos. Caso os ensaios sejam realizados fora dos parâmetros estabelecidos pela norma, poderá gerar erros e inviabilizar comparações entre os resultados, pois o abrasivo contaminado poderia resultar em desgaste excessivo.

A Tabela 9 apresenta os parâmetros usados durante os ensaios de desgaste.

Tabela 9 - Parâmetros de ensaio – Norma ASTM-G65 – procedimento

Parâmetros de ensaio ASTM-G65 – A						
Duração do ensaio (min)	Carga Aplicada (N)	Velocidade roda (rpm)	Número de revoluções	Diâmetro da roda (mm)	Granulometria da areia	Dureza da borracha (shore)
30	130	200	6000	228,5	100	60

Fonte: Autoria própria, 2025.

5 RESULTADOS

Nesta etapa do estudo, serão apresentados os resultados dos ensaios e análises realizados e a discussão dos pontos relevantes.

5.1 Espectrometria óptica das ligas depositadas

A composição química apresentada refere-se às ligas aplicadas por soldagem nas superfícies das chapas de aço ASTM A36 a partir das quais foram extraídas amostras para análise. Os teores dos elementos químicos determinados em cada uma das ligas estão em conformidade com as faixas especificadas pelo fabricante, considerando depósitos de solda com espessura superior a 5 mm em substratos de aço. A Tabela 10 detalha os valores obtidos para a composição química de cada liga avaliada.

Tabela 10 - Análise química ligas depositadas (% em massa)

LIGA	SISTEMA	C	Cr	Si	Mn	P	S	Fe
A	Fe-Cr-C	5,05	38,47	1,59	0,29	0,02	0,02	balanço
B	Fe-Cr-C	3,94	28,84	2,41	0,35	0,02	0,01	balanço

Fonte: Autoria própria, 2025.

Ligas contendo teores de carbono em torno de 4% e cromo acima de 16% estão entre as melhores ligas comerciais disponíveis para depósitos resistentes ao desgaste abrasivo a baixas tensões (JACKSON, 1970). A principal constatação é que, conforme esperado, as duas ligas apresentam composições semelhantes, o que permite uma comparação quanto a seu comportamento quando submetidas ao desgaste por abrasão.

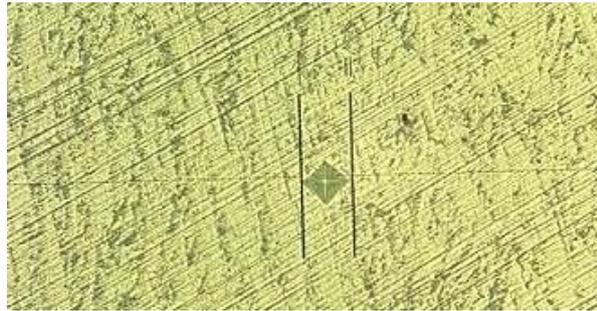
5.2 Medições de dureza

As análises de microdureza nas juntas soldadas das ligas A e B, ambas caracterizadas por sua elevada dureza intrínseca e submetidas ao processo de soldagem, revelaram padrões de comportamento que refletem a complexidade microestrutural esperada. Para a liga A, a dureza média obtida foi de 683 HV, acompanhada por um desvio padrão de 51 HV. Este desvio-padrão representa um Coeficiente de Variação (CV) de 7,52% (Figura 18). Já a liga B apresentou uma dureza média de 565 HV com um desvio-padrão de 40 HV, resultando em um CV ligeiramente menor, de 7,09% (Figura 19).

A Tabela 11 e 12 mostram os valores encontrados para a dureza de cada medição.

Conforme apresentado na Figura 17, é possível compreender o procedimento utilizado para o cálculo do valor associado à microdureza, no qual L_1 e L_2 representam as diagonais da impressão resultante da indentação. A média das diagonais ao quadrado, representada por d^2 , é utilizada na equação para a determinação da dureza.

Figura 16 - Imagem do microscópio para a medição das diagonais do penetrador



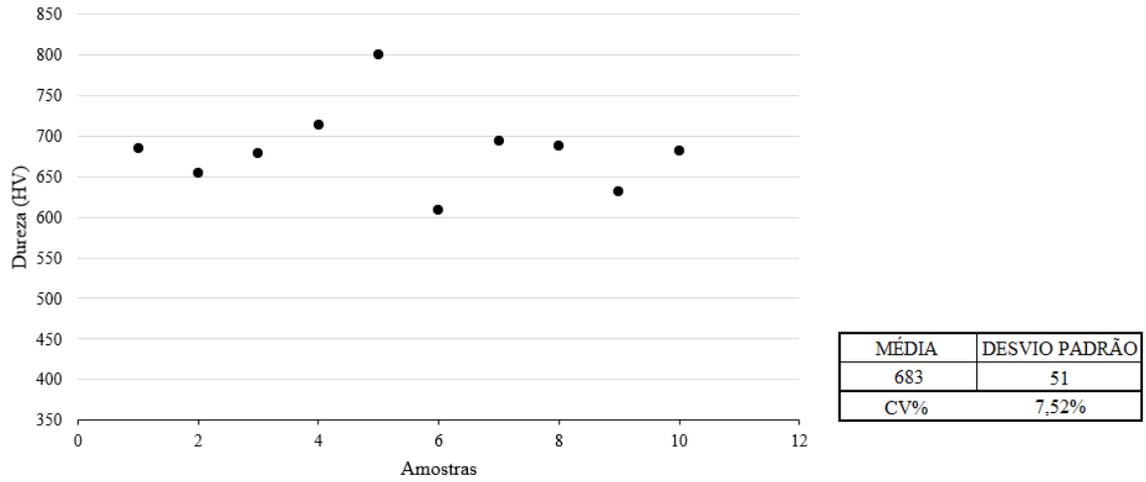
Fonte: Autoria própria, 2025.

Tabela 11 - Dureza Vickers da Liga A

Amostra	Liga A		d^2	HV
	L1	L2		
A1	23,82	22,71	0,000541	684,95
A2	24,52	23,10	0,000567	653,95
A3	23,51	23,23	0,000546	678,81
A4	22,11	23,47	0,000519	713,80
A5	22,15	20,92	0,000464	799,42
A6	25,16	24,21	0,000609	608,42
A7	23,38	22,88	0,000535	692,97
A8	23,59	22,83	0,000539	688,20
A9	25,29	23,19	0,000588	630,96
A10	24,18	22,47	0,000544	681,43

Fonte: Autoria própria, 2025.

Figura 17 - Gráfico do valor de Dureza Vickers da liga A



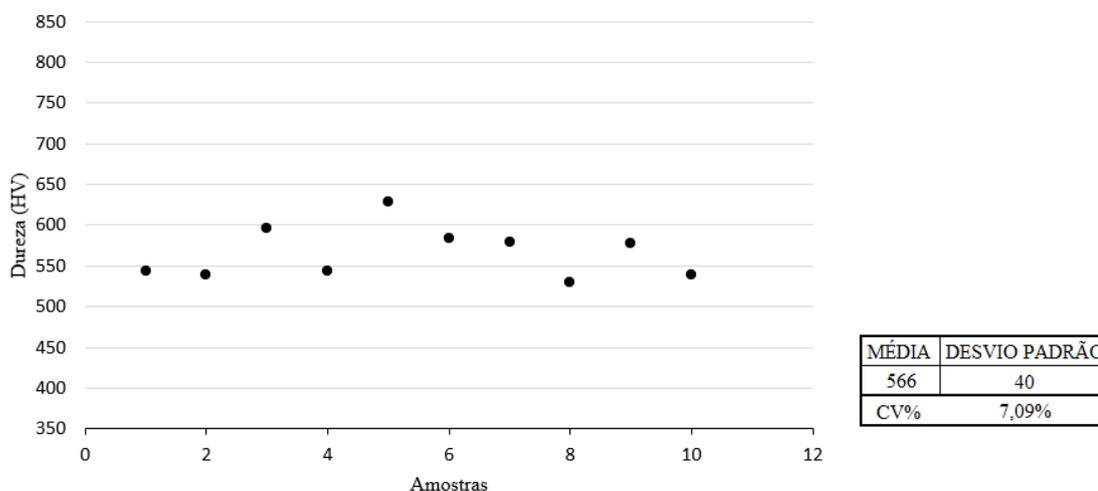
Fonte: Autoria própria, 2025.

Tabela 12 – Dureza Vickers da Liga B

Amostra	Liga B			HV
	L1	L2	d ²	
B1	26,05	26,20	0,000683	543,19
B2	26,86	25,60	0,000688	538,85
B3	25,04	24,86	0,000623	595,56
B4	26,09	26,14	0,000682	543,61
B5	24,79	23,79	0,000590	628,36
B6	25,55	24,88	0,000636	583,11
B7	26,21	24,41	0,000641	578,74
B8	26,93	25,99	0,000700	529,53
B9	25,71	24,94	0,000641	578,05
B10	26,97	25,50	0,000688	538,65

Fonte: Autoria própria, 2025.

Figura 18 - Gráfico do valor de Dureza Vickers da liga B



Fonte: Autoria própria, 2025.

Apesar das diferenças nas durezas médias absolutas entre as duas ligas, o que pode ser atribuído às suas composições químicas e microestruturas específicas, é notável a semelhança nos Coeficientes de Variação. Ambos os CVs, na faixa de 7%, indicam uma dispersão moderada a alta dos valores de dureza em suas respectivas juntas soldadas. Essa variabilidade é considerada consistente e esperada para materiais de alta dureza submetidos a processos de soldagem. Autores como Lippold e Kotecki (2018) enfatizam que a soldagem introduz heterogeneidade devido aos ciclos térmicos que geram distintas zonas metalúrgicas (metal de solda, zona termicamente afetada e metal base), cada uma com suas próprias características de fase e microconstituintes. A formação de fases endurecedoras, como a martensita, em diferentes proporções e distribuições nessas zonas, contribui inerentemente para essa variabilidade da dureza (EASTERLING, 1992).

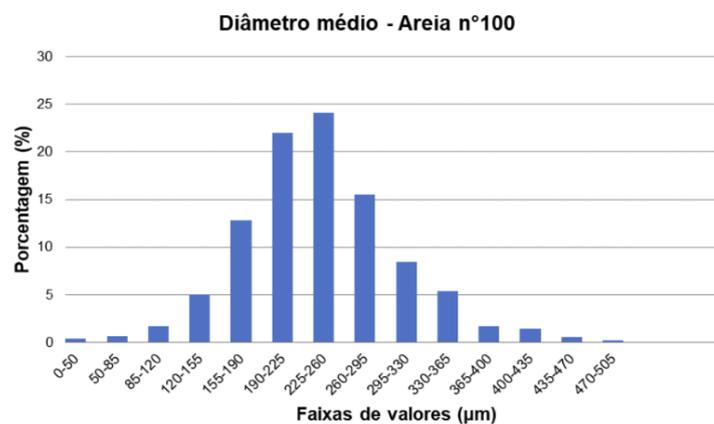
Portanto, os desvios-padrão obtidos para as ligas A e B não devem ser interpretados como falhas na precisão das medições ou na reprodutibilidade do ensaio. Pelo contrário, eles servem como indicadores da realidade microestrutural e da variabilidade intrínseca imposta pela soldagem em materiais de alta dureza. A norma para a realização do ensaio de microdureza Vickers, ASTM E384, embora não estabeleça limites específicos para o desvio-padrão, preconiza a análise de múltiplas indentações para garantir a representatividade, implicitamente reconhecendo a possibilidade de variações localizadas. A consistência dos Coeficientes de Variação entre as duas ligas reforça a ideia de que essa dispersão é uma característica fundamental a ser considerada na avaliação do desempenho e na aplicação desses materiais soldados e não um desvio indesejado.

5.3 Ensaios de abrasão

Antes de realizar o ensaio de roda de borracha foi feita uma análise da areia que seria utilizada para validar se ela se encontrava dentro do padrão solicitado pela norma ASTM G65. A caracterização desta areia foi realizada pelo Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste da Faculdade de Engenharia Mecânica (2025) na Universidade Federal de Uberlândia e a curva de distribuição do tamanho de particulado da areia na condição como recebida é mostrada na Figura 20. A Figura 21 apresenta uma imagem da areia utilizada, obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

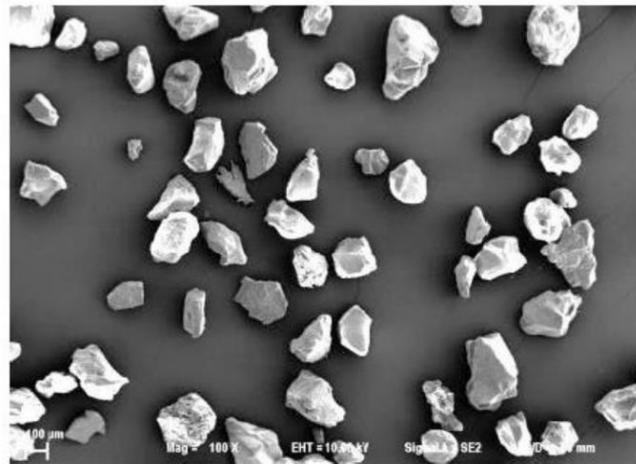
Neste contexto, o termo “areia 100” refere-se a uma classificação granulométrica padrão, segundo a qual a maior parte das partículas passa pela peneira número 100 (com abertura de 150 μm) conforme especificado pela ASTM E11. Esse tipo de areia é comumente utilizado em ensaios de desgaste abrasivo por apresentar uma faixa de tamanho de partículas controlada, garantindo a reprodutibilidade e a confiabilidade dos resultados obtidos

Figura 19 - Gráfico de distribuição do tamanho de particulado da areia nº100



Fonte: Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste da Faculdade de Engenharia Mecânica – UFU, 2025

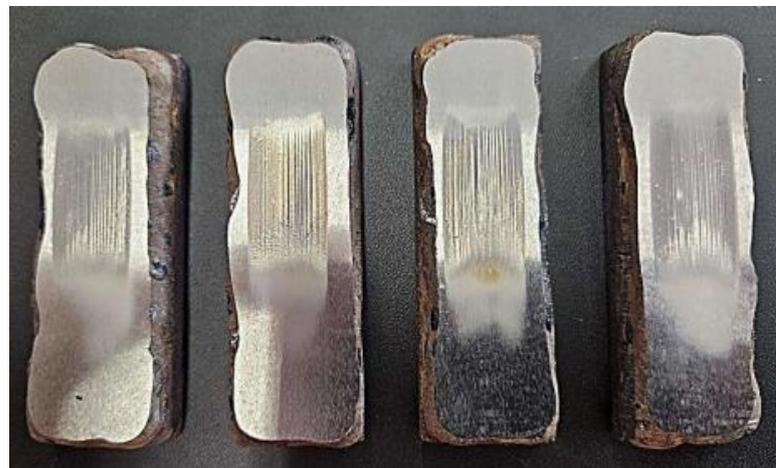
Figura 20 – Imagem obtida por MEV da areia utilizada no ensaio de roda de borracha



Fonte: Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste da Faculdade de Engenharia Mecânica – UFU, 2025

Com os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo, foi possível classificar as ligas usadas no revestimento de forma comparativa quanto à resistência à abrasão. As Figuras 22 e 23 apresentam os aspectos macroscópicos dos corpos de prova após a realização do ensaio.

Figura 21 - Aspecto dos CPs EC 4904 após o ensaio de desgaste



Fonte: Autoria Própria, 2025.

Figura 22 - Aspecto dos CPs XHD6710 após o ensaio de desgaste



Fonte: Autoria própria, 2025.

Com base nos resultados obtidos, verificou-se que, após os trinta minutos de ensaio no abrasômetro de roda de borracha, a Liga A apresentou uma menor perda volumétrica média em comparação à Liga B conforme apresentado na Tabela 13.

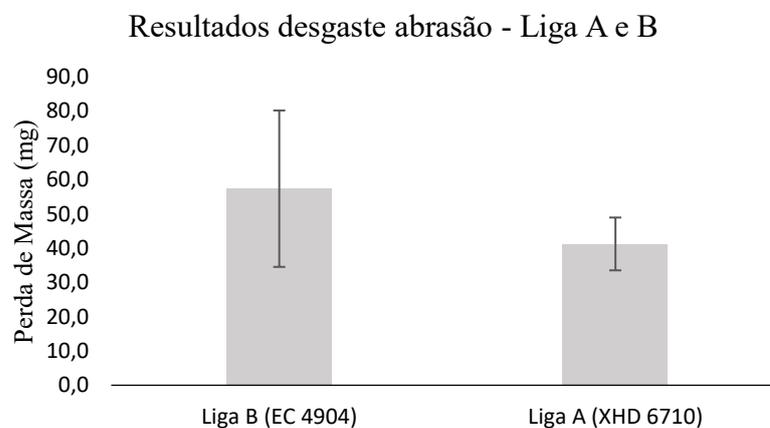
Tabela 13 – PM: Perda de massa (mg) e PV: perda volumétrica (mm³) das amostras com média e desvio-padrão

Revestimento	PM média (mg)	PV Média (mm ³)
Liga A	41,2 ± 7,7	5,25 ± 0,98
Liga B	57,3 ± 22,8	7,30 ± 2,91

Fonte: Autoria própria, 2025.

A Figura 24 ilustra, na sequência, a comparação gráfica da perda de massa entre as ligas, juntamente com seus respectivos desvios-padrão.

Figura 23 – Perda de massa das ligas A e B



Fonte: Autoria própria, 2025.

Um aspecto relevante a ser destacado nessa análise é que a Liga B apresentou duas amostras (B2 e B3) com valores de perda de massa e, conseqüentemente, de volume, significativamente diferentes das demais amostras do mesmo grupo. Isso resultou em um desvio padrão elevado (22,8), aproximadamente três vezes maior que o observado para a Liga A (7,7). Quando esses dois resultados atípicos são desconsiderados, o desvio-padrão da Liga B reduz-se para 2,40, e a perda volumétrica média passa a ser de 6,7 mm³, indicando um desempenho mais consistente em termos de resistência ao desgaste abrasivo.

A Tabela 14 apresenta os dados detalhados de cada amostra ensaiada.

Tabela 14 - Resultados do ensaio de abrasão

Liga A				
Amostra	Massa inicial (g)	Massa Final (g)	Perda de Massa (mg)	Perda de Volume (mm ³)
A1	162,5071	162,4608	46,30	5,90
A2	174,3201	174,2756	44,50	5,67
A3	165,9349	165,9026	32,30	4,11
Liga B				
Amostra	Massa inicial (g)	Massa Final (g)	Perda de Massa (mg)	Perda de Volume (mm ³)
B1	167,6028	167,5520	50,80	6,47
B2	172,5452	172,5108	34,40	4,38
B3	162,6151	162,5268	88,27	11,24
B4	161,6722	161,6182	54,03	6,88

Fonte: Autoria própria, 2025.

A Liga A apresentou maior resistência ao desgaste abrasivo, possivelmente em função da presença de elementos de liga que, mesmo em pequenas quantidades, favorecem a formação de microestruturas refinadas e homogêneas, compostas por carbonetos finamente distribuídos. Essa morfologia contribui para uma matriz coesa e estável, com menor propensão ao destacamento de partículas e à formação de trincas, resultando em menor perda de massa por abrasão. O boro, em especial, quando adicionado em teores entre 0,0005% e 0,8%, melhora a temperabilidade do aço, reduz a tendência à formação de trincas de têmpera e aprimora as propriedades mecânicas, aspectos que reforçam a resistência ao desgaste.

Por outro lado, a Liga B apresentou maior perda média de material, possivelmente associada, segundo Fiore (1983), à fragmentação de carbonetos primários do tipo M₇C₃. Quando rompidos sob carga, esses carbonetos podem se desprender da matriz e atuar como partículas abrasivas livres, intensificando mecanismos de sulcamento e riscamento. Além disso, sua microestrutura mais heterogênea, contendo fases com durezas distintas e precipitados de maior porte, favorece o desgaste seletivo das regiões mais brandas.

De acordo com Wilson e Hutchings (1994), microestruturas não uniformes comprometem a integridade do revestimento, pois as fases menos resistentes são removidas com maior facilidade, acelerando o desgaste. Neville (2004) complementa que microestruturas homogêneas proporcionam melhor distribuição das tensões durante o atrito, reduzindo falhas como delaminação e destacamento de partículas duras.

Corroborando essa análise, estudos recentes como os de Haiko et al. (2019) demonstram que ligas com dureza semelhante podem ter comportamentos distintos frente ao desgaste, dependendo da composição e organização microestrutural. Zemlik et al. (2024) também destacam que a redução no tamanho de grão — característica associada à homogeneidade — aumenta significativamente a resistência ao desgaste em aços estruturais.

Dessa forma, os resultados obtidos evidenciam que o desempenho superior da Liga A está relacionado não apenas à sua dureza, mas principalmente à homogeneidade e ao refino de sua microestrutura. A maior dispersão nos resultados da Liga B sugere uma variabilidade estrutural entre as amostras, o que compromete sua previsibilidade e desempenho em aplicações sob abrasão severa.

Além da atuação do boro, a presença de teores elevados de cromo e carbono — características típicas das ligas do sistema Fe-Cr-C — também contribui para o desempenho observado. Segundo Thorpe e Chico (1985), essas ligas são amplamente empregadas em revestimentos duros devido à formação de carbonetos primários do tipo M_7C_3 , especialmente em ligas hipereutéticas. Tais carbonetos, conforme Rosas (1998), possuem elevada dureza e reforçam mecanicamente a microestrutura, dificultando a propagação de trincas e a remoção de material.

No caso da Liga A, a combinação entre a atuação do boro e a presença de cromo e carbono em proporções adequadas favoreceu a formação de uma microestrutura hipoeutética estável, com carbonetos distribuídos de forma fina e uniforme em uma matriz martensítica ou austenítica endurecida. Essa configuração confere maior coesão interna e melhor distribuição de tensões, reduzindo a perda de massa por abrasão.

Já na Liga B, embora a presença de cromo e carbono também leve à formação de carbonetos M_7C_3 , sua morfologia mais grosseira e distribuição irregular podem ter sido prejudicadas por parâmetros inadequados de deposição ou por elevada diluição com o metal base, resultando em maior desgaste. Como descrito por Fiore (1983), esses carbonetos, ao se romperem, intensificam o desgaste abrasivo. Além disso, a heterogeneidade observada favorece o desgaste seletivo de fases brandas, comprometendo a integridade do revestimento, como discutido por Wilson e Hutchings (1994).

Portanto, os resultados reforçam que a resistência ao desgaste abrasivo depende diretamente da composição química e da morfologia microestrutural. A Liga A, com estrutura mais refinada e homogênea, beneficiada pela atuação conjunta do boro, cromo e carbono, apresentou desempenho superior. Já a Liga B, com maior irregularidade microestrutural, mostrou-se mais suscetível à remoção de material.

6 CONCLUSÃO

Este trabalho teve como objetivo realizar uma análise comparativa da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos aplicados por soldagem SMAW, utilizando os eletrodos XHD 6710 (Liga A) e EC 4904 (Liga B), ambos do sistema Fe-Cr-C. A metodologia compreendeu a preparação e usinagem dos corpos de prova, deposição por soldagem, análise da composição química por emissão óptica, ensaio de microdureza e teste de desgaste abrasivo com roda de borracha conforme a norma ASTM G65.

As análises químicas confirmaram que ambas as ligas possuem composições compatíveis com os padrões comerciais para ambientes de desgaste abrasivo, apresentando elevados teores de cromo e carbono, o que permitiu uma comparação direta do desempenho dos revestimentos.

Nos ensaios de microdureza, a Liga A apresentou dureza média superior (683 HV) em relação à Liga B (565 HV), sugerindo uma microestrutura mais endurecida e resistente ao desgaste. A similaridade nos coeficientes de variação (cerca de 7%) indica boa reprodutibilidade dos dados, apesar da heterogeneidade inerente ao processo de soldagem. Nos testes de abrasão, a Liga A também demonstrou melhor desempenho, com menor perda volumétrica média (5,25 mm³) comparada à Liga B (7,30 mm³). A Liga B apresentou alto desvio padrão, possuindo a tendência de maior desgaste.

Esses resultados podem ser explicados não apenas pela composição química, mas também pela provável microestrutura diferenciada entre as ligas. A Liga A tende a favorecer a formação de uma microestrutura homogênea, com carbonetos finos e bem distribuídos, que promovem uma distribuição uniforme das tensões durante o desgaste e maior coesão da matriz. Além disso, a elevada presença de cromo e carbono contribui para a formação de carbonetos complexos do tipo M₇C₃, que aumentam significativamente a dureza e dificultam a propagação de trincas, reforçando a resistência ao desgaste abrasivo. Em contrapartida, a Liga B que tipicamente apresenta uma microestrutura mais heterogênea, com grandes carbonetos primários os quais podem fragmentar-se sob esforço, atuando como partículas abrasivas livres e intensificando o desgaste seletivo das regiões menos resistentes.

Assim, a superioridade da Liga A em resistência ao desgaste abrasivo está alinhada com estudos que mostram a importância da homogeneidade microestrutural e da formação de fases duras bem distribuídas para garantir maior estabilidade e durabilidade em condições severas de atrito.

Por fim, conclui-se que o eletrodo XHD 6710 (Liga A) é mais indicado para aplicações que exigem elevada resistência ao desgaste abrasivo. Apesar deste estudo não ter realizado uma análise microestrutural, deve-se salientar que a seleção do material de revestimento deve considerar não apenas a composição química, mas também as características microestruturais e o tipo de desgaste predominante na aplicação, garantindo assim um desempenho mais consistente e confiável.

Como proposta para trabalhos futuros, recomenda-se a caracterização microestrutural detalhada dos revestimentos por meio de técnicas como microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análise por difração de raios X (DRX), a fim de identificar com maior precisão os tipos, morfologias e distribuições dos carbonetos presentes. Também seria relevante investigar a influência de diferentes parâmetros de soldagem (corrente, polaridade, velocidade de avanço) na formação da microestrutura e seu impacto na resistência ao desgaste. Outra linha promissora seria o estudo do comportamento dos revestimentos sob diferentes mecanismos de desgaste (impacto, deslizamento ou corrosão-abrasão), ampliando a aplicabilidade dos resultados. Por fim, sugere-se a avaliação da resistência ao desgaste em condições mais próximas da aplicação industrial, incluindo testes em escala real ou sob ambientes controlados com variação de temperatura e carga.

REFERÊNCIAS

ALBERTIN, E.; SINATORA, A. **Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill.** *Wear*, v. 250, p. 492–501, 2001.

BERNS, H.; FISCHER, A. **Abrasive wear resistance and microstructure of Fe-Cr-C-B hard surfacing weld deposits.** *Wear*, v. 112, n. 2, p. 163–180, nov. 1986.
doi:10.1016/0043-1648(86)90238-3

BUCHELY, M. F; GUTIERREZ, J. C.; LEON, L. M., TORO, A., 2005. **The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys.** *Wear*, v.259, p. 52- 61. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025

BUDINSKI, K. G. **Surface Engineering for wear resistance.** New Jersey: Prentice Hall, 1988. Acesso em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025.

CALLISTER JÚNIOR, W. D.; RETHWISCH D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais - uma introdução.** ed. 10. LTC, 2020.

CATÁLOGO **Linha XHD Xuper High Deposition.** Eutectic. Disponível em: <https://www.eutectic.com.br/catalogos/catalogo-linha-xhd.pdf>. Acesso em: 24 ago. 2024.

CHATTERJEE, S.; PAL, T. K. **Wear Behavior of Hardfacing Deposits on Cast Iron.** *Wear*, 2003. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025.

CORREA, E. O. *et al.* **The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe–Cr–C– Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process.** São Paulo: Elsevier, 2015. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025.

CORREA, E. O. *et al.* **Desenvolvimento de ligas ferrosas para solda de revestimento duro auxiliado por simulações termodinâmicas.** *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, v. 4, n. 3, p. 13–17, 2008. Acesso em: 22 jul. 2025.

CZICHOS, H.; MOLGAARD, J. **Towards a General Theory of Tribology Systems.** *Wear*, 44, p.247-264, 1977. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul.2025.

DASGUPTA, R. *et al.* **A comparison of material removal mechanism under low stress abrasive condition of steel and hardfacing alloys.** *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 8, p. 437–442, 1999

DAVIES, V. H.; BOLTON, L. A. **The Mecanism of Wear.** *Welding Surfacing and Hardfacing*, p. 4-10, 1980. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025.

DE ANDRADE, J. F. S.; MENDES, F. R.; VENTURA JÚNIOR, A. C. M. **Comparação de revestimento duro em facas picadoras de cana-de-açúcar no setor sucroalcooleiro com arame tubular e eletrodo revestido.** *Simpósio de Tecnologia (Sitefa)*, v. 4, n. 1, p. 20-32, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.33635/sitefa.v4i1.155>. Acesso em: 6 jan. 2025.

EASTERLING, K. E. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding.** 2. ed. London: Butterworth-Heinemann, 1992.

ELETRODO Revestimento Duro Eutectic EC 4904. Disponível em: <https://www.mjvsoldas.com.br/produto/castolin-eutectic-eletrodo-eutectic-ec-4904>. Acesso em: 24 ago. 2024.

ELETRODO Revestimento Duro Eutectic XHD 6710. MJV Soldas. Disponível em: <https://www.mjvsoldas.com.br/produto/castolin-eutectic-eletrodo-eutectic-xhd-6710>. Acesso em: 24 ago. 2024.

ESAB Welding and Cutting Products. *The ESAB Filler Metal Technology Course*, 2000.

EYRE T. S. **Wear Characteristic of Metals.** Source Book on Wear Control Tecnology. ASM. Metals Park, Ohio, 1978. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025.

FELLER, H.G; MATSCHAT, E. **Verschlei_untersuchungen mit der Mikrosonde.** *Practical Metallography* 8. p. 335-344, 1971. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025.

FERNANDES, E. Z. F. **Caracterização Física, Química, Mineralógica e Metalúrgica dos Produtos Granulados de Minério de Ferro**. 2008. 329 f. Tese (Doutorado) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2008.

FIORE, N. F. *et al.* **The Effect of Carbide Volume Fraction on Low Stress Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons**. *Wear*. 84, p. 313-325, 1983. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul, 2025.

FISCHMEISTER, H. *et al.* **Nucleation of primary MC carbides in a high-speed steel: a study by ion microprobe and STEM-EDS** p. 467 – 478, 1998. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025.

GAHR, K-H. Z. **Microestrutre and wear of materials**. *Tribology series*, v.10. Amsterdam: Elsevier, 1987. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 3 jul, 2025.

GOHAR, R.; RAHNEJAT, H. **Fundamentals of Tribology**. London: Imperial College Press, 2008.

GREGOLIN, J.A.R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste**. Campinas: Universidade Estadual de Campinas, 1990, p.228. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia de Campinas/UNICAMP, 1990.

GREGORY, E. N. **Selection of Materials for Hardfacing**. *Welding Surfacing and Hardfacing*. The Welding Institute. 88 p, December 1980. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025.

GREGORY, E. N.; BARTLE, M. **Materials for Hardfacing**. *In: Weld Surfacing and Hardfacing*. The Institute of Welding, Cambridge, p.22-27, 1980. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 3 jul. 2025.

HAIKO, T. *et al.* **The role of microstructure on abrasive wear of steels with similar hardness**. *Tribologia*, v. 36, n. 1, p. 12–21, 2019.

HAWK, J. A.; TYLCZAK, J.; WILSON, R. D. **An assessment of the abrasive wear behavior of ferrous alloys and composites using small scale laboratory wear tests.** [Trabalho técnico, 1999], discorrendo sobre o método ASTM dry-sand/rubber-wheel .

HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A. **Coatings Tribology: Properties, Techniques and Applications in Surface Engineering.** 2. ed. Amsterdam: Elsevier, 2009.

JACKSON, R. S. **The Austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe-Cr-C metastable system.** *Journal of the Iron and Steel Institute*, p.163-167, 1970. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 3 jul. 2025.

KOTECKI D. J.; OGBORN, J. S. **Abrasion Resistance of Iron Based Hardfacing Alloy.** *Welding Journal*, p. 269s – 278s. (8) August 1995. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 3 jul. 2025.

LEITE, R. V. de M. **Estudo comparativo entre ligas resistentes ao desgaste abrasivo, aplicadas por soldagem, em chapas metálicas para fabricação de placas antidesgaste;** 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2008.

MARQUES, P. V. **Tecnologia da Soldagem.** Belo Horizonte, 2002.

MENOWN, D. **Hardfacing made easy.** *Welding & Metal Fabrication*. June, p.196 200, 1989.

NEVILLE, A. **Biotribology.** In: DOWSON, D. *et al. Advances in Tribology.* London: Professional Engineering Publishing, 2004.

NETTO, A. E.; TURAZI, A. **Estudo dos efeitos da aplicação de revestimentos duros em aço baixo carbono através do processo de soldagem SMAW.** *Tecnologia, Metalurgia, Materiais e Mineração*. v. 19, e2397, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.4322/2176-1523.20222397>. Acesso em: 6 jan. 2025.

NOBLE, D.N. **Abrasive Wear Resistance of Hardfacing Weld deposits.** *Metal Construction*. September, p. 605-611, 1985. Disponível em: <https://www.posmat.cefetmg.br/wp->

content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul, 2025.

NOBLE, D. N. **The Effect of flux-cored Arc Welding Conditions on Microstructure and abrasive Wear Resistance of Two Iron-Based hardfacing Alloys.** The Welding Institute – Research Report, p.1-18. November, 1987. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul, 2025.

NORMA ASTM-G65, 2010. Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus. Disponível em: <http://www.astm.org/Standards/G65.htm>. Acesso em: 18 maio 2025.

NORMA DIN 50 320. Análise Sistemática dos Processos de desgaste.

NORTON, R. L. **Machine Design: An Integrated Approach.** Upper Saddle River: Prentice Hall, 2004.

OLIN, O. *et al.* **What to Know Before Selecting Hardfacing Electrodes.** *Welding Journal*, v.77, n.2, February, p. 39-43 1998. Disponível em: <https://doi.org/10.1590/S1517-707620190001.0618>. Acesso em: 4 jul. 2025.

OLIVEIRA, T. G.; COSTA, A. R. **Influência da microestrutura na resistência ao desgaste microabrasivo de ligas de Fe-Cr-C e Fe-Cr-C-Nb.** *Revista Matéria*, v. 24, n. 1, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1590/S1517-707620190001.0618>. Acesso em: 6 jan. 2025.

PEZEIRO, A. **Ferramentas e estatística básica para melhoria dos processos.** São Paulo: Seta, 2005. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025.

PRISCO, M. **Revestimentos Protetores contra desgaste. Soldagem de Manutenção.** ABS/ABRAMAN, p. 59-69, 1998.

RABINOWICZ, E. **Friction and wear of materials.** 2 ed. New York: John Wiley & Sons, 1995. Disponível em: <https://doi.org/10.1590/S1517-707620190001.0618>. Acesso em: 4 jul. 2025.

REBELLO, J.M.A.; PARANHOS, P.; LARA, J.A.C.; GUIMARÃES, A. S. **Resistência ao Desgaste por Abrasão, Dureza e Microestrutura de Revestimentos Duros Depositados por**

Arco Submerso. In: XIII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 1987, p. 87 – 101. Disponível em: <https://doi.org/10.1590/S1517-707620190001.0618>. Disponível em: 4 jul. 2025.

RENSE, C. E. C.; EDWARDS, G. R.; FROST, H. R. **The Effect of Open Arc Variables on the Microstructure and Wear Resistance of a Typical Chromium- Carbide-Type Hardfacing Deposit.** Department of Metallurgical Engineering. Colorado School of Mines, Golden, Colorado. *Journal of Materials for Energy Systems*, 1981, p. 90. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02833368>. Acesso em: 3 jul. 2025.

RIBEIRO, R. **Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos soldados do tipo fe-c-cr utilizados na indústria sucroalcooleira.** 2004. xviii, 104 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, 2004. Disponível em: [epositorio.unesp.br/entities/publication/6842fffb-e005-44b5-a9e9-4c12e00124b4](http://positorio.unesp.br/entities/publication/6842fffb-e005-44b5-a9e9-4c12e00124b4). Acesso em: 22 mar. 2025.

ROSAS, E. *Materiales de Soldadura para Recubrimientos Duros.* Esab, Argentina, 1998.

ROSAS, A. M. **Avaliação da microestrutura e resistência ao desgaste de ligas Fe-Cr-C aplicadas por soldagem.** Dissertação (Mestrado) – UFMG, 1998. Acesso em: 22 jul. 2025

SERNA, M. M. **Quantificação e identificação de carbonetos no aço ferramenta AISI/SAE M2.** 2008. 115 f. Tese (Doutorado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Autarquia associada à Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

SHAKELFORD, J. F. **Introduction to Materials Science for Engineers.** 8th. Printice Hall. New Jersey: 550p. 1996. Disponível em: ndustri.fatek.unpatti.ac.id/wp-content/uploads/2019/03/060-Introduction-to-Materials-Science-for-Engineers-James-F.-Shackelford-Edisi-8-2015.pdf. Acesso em: 4 jul. 2025.

SILVA, R. J. **Caracterização de sistema tribológico e seleção de ligas para revestimento de chutes de transferência de minério.** 2016. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.

STEVENSON, A. N. J.; HUTCHINGS, I. M. **Development of the dry sand/rubber wheel abrasion test.** *Wear*, v. 195, p. 232–240, 1996.

THORPE, W. R.; CHICO, B. **The Fe-Rich Corner of the Metastable C-Cr-Fe Liquidus Surface.** *Metallurgical Transactions*, 14 A, p.1541-1549, September 1985. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Ronan_Jackson.pdf. Acesso em: 4 jan. 2025.

VENKATESH, B.; SRIKER, K.; PRABHAKAR, V.S.V. **Wear characteristics of hardfacing alloys: state-of-the-art.** 2nd International Conference on Nanomaterials and Technologies (CNT), 2014. *Procedia Materials Science*, v. 10, p. 527-532, 2015.

WAINER, E.; BRANDI, D.S.; HOMEN, F. D. **Soldagem: Processos e Metalurgia.** Edgard Blucher: São Paulo, 1992.

WANG, Q.; Li, X. **Effects of Nb, V and W on microstructure and abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys.** *Welding Journal*, p.133-139, 2010.

WATSON, J. D.; MUTTON, P. J. **Evolution of the Wear Resistance of Hardfacing Alloys.** *Australian Welding Research*. V10, p.1-15, 1981.

WEYMUELLER, C. R. **Wear Resistance – How to get What need.** *Welding Fabrication*, v. 569, n. 2., 1987.

YILMAZ, R. *et al.* **Microstructure and abrasive wear behavior of Fe-Cr-C-Nb hardfacing coatings.** *Coatings*, v. 13, n. 3, p. 585, 2021.

YÜKSEL, N.; SAHIN, B. **Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys.** *Materials and Science Journal*, 2014.

ZEMLIK, R. *et al.* **Effect of Microstructure and Grain Size on Abrasive Wear Resistance of Hardox Steels.** *Applied Sciences*, v. 14, n. 24, p. 11490, 2024.