



UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ – UNIFEI  
CAMPUS THEODOMIRO CARNEIRO SANTIAGO

**SAMUEL DE OLIVEIRA CARDOSO**

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DA MICROESTRUTURA DE DIFERENTES LIGAS  
METÁLICAS NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO POR  
TAMBOREAMENTO**

**ITABIRA  
2025**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ – UNIFEI  
CAMPUS THEODOMIRO CARNEIRO SANTIAGO

**SAMUEL DE OLIVEIRA DE CARDOSO**

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DA MICROESTRUTURA DE DIFERENTES LIGAS  
METÁLICAS NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO POR  
TAMBOREAMENTO**

Trabalho de dissertação submetido ao Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

**Orientador:** Prof. Dr. Ricardo Luiz Perez Teixeira

**Coorientador:** Prof. Dr. José Carlos de Lacerda

**ITABIRA  
2025**



## AGRADECIMENTOS

A conclusão desta dissertação é o resultado de uma jornada de desafios, aprendizados e, sobretudo, do apoio de pessoas que compõem a vida, além dessas páginas.

Em primeiro lugar, agradeço a Deus pelo cuidado, pela oportunidade e por prover condições concluir esse projeto.

Agradeço à minha esposa Amanda, que me depositou confiança, me impulsionou e foi suporte nos momentos difíceis. À minha família, pelo amor incondicional. Sem vocês, este momento não seria possível.

Aos meus orientadores, Prof. Dr. Ricardo Luiz Perez Teixeira e Prof. Dr. José Carlos de Lacerda, pela paciência, dedicação, orientação precisa e por compartilharem seus conhecimentos, sempre me encorajando a buscar a excelência.

Aos amigos, professores, colegas de classe e de trabalho, pelo companheirismo, pelas discussões e pelas valiosas contribuições ao longo deste trabalho.

À UNIFEI, pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia dedicado à área profissional, este, que chamamos de Mestrado Profissional, promovendo integração entre a universidade e a indústria, com infraestrutura e recursos que possibilitaram a realização desta pesquisa.

Ao MIB – Materials Institute of Brazil, pela parceria, estrutura laboratorial e conhecimento técnico disponibilizado à realização das análises.

Por fim, a todos que, de alguma forma, contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho, seja com palavras de incentivo, críticas construtivas ou colaboração direta, meu mais sincero agradecimento.

Esta pesquisa é fruto de um esforço coletivo, e sou imensamente grato por cada contribuição recebida ao longo da jornada.



## RESUMO

No beneficiamento de minérios, a cominuição é o estágio que mais exige investimentos, pois corresponde a 45% dos custos ligados ao consumo de corpos moedores na moagem. Uma vez que a taxa de desgaste desses corpos moedores é um fator determinante nesses custos, este trabalho visa correlacionar a microestrutura e comportamento mecânico dos materiais com a sua resistência ao desgaste abrasivo por tamboreamento. O estudo caracterizou oito ligas metálicas comerciais usadas como corpos moedores, analisando sua composição química, microestrutura e dureza Rockwell C. Após a caracterização, as amostras passaram por um teste de abrasão com areia de quartzo e minério de ferro, gerando uma classificação de desempenho em resistência e suas superfícies foram avaliadas via MEV após o desgaste. O ensaio de composição química permitiu classificar duas amostras como ferros fundidos brancos, sendo uma delas um ferro fundido de alto cromo, com cerca de 12,9%p. Cr. As outras seis amostras foram categorizadas como aços baixa liga, sendo 2,5%p. o teor máximo de elementos de liga adicionados. A micrografia óptica demonstrou a presença de matriz predominantemente martensítica com presença de carbonetos de Cr primários e secundários para amostras fabricadas em ferro fundido. Para os aços, foi identificada uma matriz predominantemente martensítica em todas as amostras, com presença de ilhas de perlita e pequenas frações de austenita retida em quatro dessas amostras. Os resultados de dureza variaram entre 53 HRC e 69 HRC, sendo que, nos aços de baixa liga, a dureza foi maior na superfície do que no centro. Perfis de dureza lineares indicaram tratamentos térmicos mais eficazes, enquanto perfis com mudanças de inclinação sugeriram menor uniformidade no tratamento. Os resultados dos testes de abrasão mostraram que o desgaste foi maior quando a areia foi utilizada como abrasivo, com maior variabilidade nos resultados quando comparado ao minério. Ao comparar os resultados de resistência dos materiais entre os meios abrasivos, observou-se uma inversão no *ranking* de desempenho dos ferros fundidos, indicando que o desempenho dos materiais é fortemente influenciado pelo tipo de abrasivo. No entanto, independentemente do meio abrasivo, os ferros fundidos de alto Cr apresentaram as menores perdas de massa e volumétricas, enquanto o aço carbono fundido teve as maiores perdas de massa e o pior desempenho. Para as amostras de aço carbono obtidas de corpos moedores forjados, foram observados resultados de resistência similares. As análises de MEV após os ensaios, revelaram um desgaste seletivo na matriz martensítica por entre os carbonetos primários para os ferros fundidos brancos, que pode ser explicado pela proteção contra corrosão proporcionada pelo Cr e pela alta densidade de carbonetos, resultando em uma microestrutura mais resistente ao desgaste do que a martensita pura. Nas amostras de aço, foram identificados inúmeros pites de corrosão, sugerindo que a corrosão teve um impacto significativo nos ensaios, possivelmente superior ao atrito, devido à baixa tensão do teste de tamboreamento.

**Palavras-Chave:** Corpos Moedores. Desgaste Abrasivo. Dureza. Ligas Metálicas. Microestrutura.



## ABSTRACT

In mineral processing, comminution is the stage that requires the most investment, with 45% of costs associated with the consumption of grinding media during milling. Since the wear rate of these grinding media is a key factor in these costs, this study aims to correlate the microstructure and mechanical behavior of materials with their resistance to abrasive wear through tumbling tests. The research characterized eight commercial metal alloys used as grinding media. It analyzed their chemical composition, microstructure, and Rockwell C hardness. After characterization, the samples underwent abrasion testing with quartz sand and iron ore, generating a performance ranking based on wear resistance. The surfaces of the samples were also evaluated via SEM after wear. The chemical composition analysis classified two samples as white cast irons, one of which was high chromium cast iron with approximately 12.9% Cr. The other six samples were categorized as low-alloy steels, with a maximum alloying element content of 2.5%. Optical micrography revealed a predominantly martensitic matrix with primary and secondary chromium carbides in the cast iron samples. In the steel samples, a predominantly martensitic matrix was identified, with islands of pearlite and small fractions of retained austenite in four of the samples. Hardness results ranged from 53 HRC to 69 HRC, with low-alloy steels exhibiting higher surface hardness compared to their center. Linear hardness profiles indicated more effective heat treatments, while profiles with slope changes suggested lower uniformity in the heat treatment. Abrasion test results showed higher wear when sand was used as the abrasive, with greater variability in results compared to iron ore. A comparison of wear resistance results across abrasive type showed an inversion in the performance ranking of the cast irons, indicating that material performance is strongly influenced by the type of abrasive. However, regardless of the abrasive type, the high-Cr cast irons exhibited the lowest mass and volumetric losses (samples A and B), while cast carbon steel showed the highest mass loss and the worst performance (sample C). For the forged carbon steel samples, similar abrasion resistance results were observed. SEM analyses after wear revealed selective wear of the martensitic matrix around primary carbides in the cast iron samples, which can be explained by the corrosion protection provided by Cr and the high carbide density, resulting in a microstructure more resistant to wear than pure martensite. In the steel samples, numerous corrosion pits were identified, suggesting that corrosion had a significant impact on the tests, possibly greater than friction, due to the low-stress testing conditions.

**Keywords:** Abrasive wear. Grinding media. Hardness. Metal alloys. Microstructure.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fluxograma típico de tratamento de minério.....	9
Figura 2 – Moinho Cilíndrico.....	11
Figura 3 - Moagem em regime de catarata.....	12
Figura 4 - Moagem em regime de cascata.....	12
Figura 5 - Estado de movimento dos corpos moedores: A) cascata; B) catarata; C) centrífugo .....	13
Figura 6 - Desenho esquemático de um tribossistema.....	15
Figura 7 - Mecanismos de perda de massa no desgaste abrasivo.....	16
Figura 8 - Desenho esquemático um desgaste abrasivo entre 2 e 3 corpos.....	17
Figura 9 - Possíveis mecanismos erosivos: a) abrasão em ângulos baixo; b) fadiga durante impacto em baixa velocidade e alto ângulo; c) fratura frágil ou deformação plástica em alto ângulo e velocidade média; d) fusão superficial com altas velocidades e ângulos de impacto; e) erosão macroscópica com efeitos secundários; f) degradação da rede cristalina devido ao impacto de átomos.....	18
Figura 10 - Modelos de corrosão em corpos moedores: a) células de abrasão diferencial; b) células galvânicas.....	20
Figura 11 - Diagrama Fe - Fe <sub>3</sub> C.....	22
Figura 12 - a) Aço com 0,77% p de carbono constituído por perlita.....	23
Figura 13 - a) Ferro fundido com matriz ferrítica. b) Ferro fundido com matriz austenítica...30	
Figura 14 - Identificação das amostras através do sistema alfabético.....	32
Figura 15 - Região de corte para obtenção das amostras utilizadas no ensaio de dureza. ....	33
Figura 16 - Distribuição dos pontos para medição de dureza nas amostras.....	34
Figura 17 - Regiões analisadas através do ensaio de metalografia: 1. Superfície do raio; 2. Metade do raio; 3. Centro da esfera.....	34
Figura 18 - Imagens da máquina de tamboreamento segundo o método SSAB.....	35
Figura 19 - Representação das amostras e porta amostras no interior do tambor.....	37
Figura 20 - Disposição das amostras dos oito tipos de materiais dentro do tambor (04 amostras de cada material).....	38
Figura 21 - Micrografia óptica da amostra A1.....	41
Figura 22 - Micrografia óptica da amostra A2.....	41
Figura 23 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras A1 e A2.....	42
Figura 24 - Micrografia óptica da amostra B1.....	43



Figura 25 - Micrografia óptica da amostra B2 .....	43
Figura 26 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras B1 e B2 .....	44
Figura 27 - Micrografia óptica da amostra C1 .....	45
Figura 28 - Micrografia óptica da amostra C2 .....	45
Figura 29 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras C1 e C2 .....	46
Figura 30 - Micrografia óptica da amostra D1 .....	47
Figura 31 - Micrografia óptica da amostra D2 .....	47
Figura 32 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras D1 e D2 .....	48
Figura 33 - Micrografia óptica da amostra E1 .....	49
Figura 34 - Micrografia óptica da amostra E2 .....	49
Figura 35 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras E1 e E2 .....	50
Figura 36 - Micrografia óptica da amostra F1 .....	51
Figura 37 - Micrografia óptica da amostra F2 .....	51
Figura 38 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras F1 e F2 .....	52
Figura 39 - Micrografia óptica da amostra G1 .....	53
Figura 40 - Micrografia óptica da amostra G2 .....	53
Figura 41 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras G1 e G2 .....	54
Figura 42 - Micrografia óptica da amostra H1 .....	55
Figura 43 - Micrografia óptica da amostra H2 .....	55
Figura 44 - Resultados das medições de dureza realizadas na amostra H1 e H2 .....	56
Figura 45 - Aspecto superficial das amostras após o ensaio de tamboreamento com areia .....	62
Figura 46 - Aspecto superficial das amostras após o ensaio de tamboreamento com minério .....	62
Figura 47 - MEV para as amostras A, B, C e D .....	63
Figura 48 - MEV para as amostras E, F, G e H .....	64



### LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação das operações de processamento do minério .....	10
Tabela 2 - Composição química dos abrasivos .....	36
Tabela 3 – Percentual de composição química elementar mássica das amostras A1 e A2 .....	40
Tabela 4 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras B1 e B2 .....	42
Tabela 5 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras C1 e C2 .....	44
Tabela 6 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras D1 e D2 .....	46
Tabela 7 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras E1 e E2 .....	48
Tabela 8 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras F1 e F2 .....	50
Tabela 9 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras G1 e G2 .....	52
Tabela 10 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras H1 e H2 .....	54

### LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Curva granulométrica dos abrasivos utilizados no ensaio de tamboreamento.....	36
Gráfico 2 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras .....	39
Gráfico 3 - Resultados do desgaste abrasivo por tamboreamento entre a primeira e segunda semana de ensaios Perda em volume médio (mm <sup>3</sup> ) resultante dos ensaios com areia de quartzo e minério de ferro .....	57
Gráfico 4 - Comparativo final de perda volumétrica média dos materiais após ensaios de desgaste em dois meios abrasivos diferentes.....	58
Gráfico 5 - Desvio padrão encontrado na perda de massa (mg) das quatro amostras de cada material ensaiado, em meios abrasivos diferentes.....	59
Gráfico 6 - Avaliação de resistência dos materiais em relação ao desgaste, plotados como grau de superioridade em base 100.....	60



## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>5</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVO</b>	<b>7</b>
2.1	Objetivo geral	7
2.2	Objetivos específicos	7
<b>3</b>	<b>REFERENCIAL TEÓRICO</b>	<b>8</b>
3.1	Tratamento de Minérios	8
3.1.1	Moagem	10
3.2	Mecanismos de desgaste	14
3.2.1	Desgaste abrasivo	15
3.2.2	Desgaste por impacto	17
3.2.3	Desgaste por corrosão	19
3.3	Ligas metálicas ferrosas	20
3.3.1	Diagrama de equilíbrio Ferro Carbono	21
3.3.2	Formação da martensita	24
3.3.3	Classificação dos aços a partir do teor de carbono e dos elementos de liga	25
3.3.4	Efeito da adição de elementos de liga nos aços	25
3.3.5	Tratamentos térmicos – têmpera	27
3.3.6	Ferros fundidos	29
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>32</b>
4.1	Identificação das amostras	32
4.2	Caracterização das ligas metálicas	33
4.3	Ensaio de abrasão por tamboreamento – método SSAB	35
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>39</b>
5.1	Caracterização das amostras	39
5.2	Resultados de resistência à abrasão por tamboreamento	56
5.3	Superfície das amostras após ensaios de desgaste	61
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES</b>	<b>66</b>
<b>7</b>	<b>Propostas de Estudos Futuros</b>	<b>68</b>
	<b>REFERÊNCIAS</b>	<b>69</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A indústria da mineração é altamente dependente dos processos de cominuição dos minérios, que podem ser descritos como o conjunto de operações unitárias que têm o objetivo de fragmentar o material extraído das minas até determinadas formas e tamanhos antes de prosseguir para o beneficiamento (MASSOLA, CHAVES, ALBERTIN, 2016; ALDRICH, 2013).

A moagem, é uma das etapas de cominuição e envolve a redução do tamanho dos materiais em partículas finas, estando presente em quase todos os processos minerais (GAWLIK *et al.*, 2017). A eficiência dos moinhos – que são os equipamentos utilizados na etapa de moagem – é determinada por múltiplos fatores, tais como a distribuição granulométrica do produto, o consumo de energia e os custos de moagem (MATSANGA; NHETA; CHIMWANI, 2023).

Segundo Aldrich (2013), os custos com os processos de cominuição representam de 30% a 50% dos custos operacionais da mineração. Massola, Chaves e Albertin (2016), complementam que a estimativa de consumo de corpos moedores na moagem pode corresponder de 40% a 45% dos custos gerais relacionados aos processos de cominuição. Esses autores ainda afirmaram que cerca de 53% dos processos de moagem na mineração utilizam moinhos de bolas.

A variedade de materiais para corpos moedores disponíveis no mercado é grande e a seleção adequada do material para fabricação deste insumo deve levar em consideração a resistência do material ao desgaste, a disponibilidade de fornecedores e o sistema de moagem considerado. Embora o principal fator que influencia a taxa absoluta de desgaste de um corpo moedor seja a abrasividade do minério, é papel do material do corpo moedor equilibrar características conflitantes, como a alta dureza – que maximiza a resistência ao desgaste abrasivo – e a ductilidade adequada – que evita rupturas e lascamentos repentinos (CHENJE, SIMBI, NAVARA, 2004; MASSOLA; CHAVES; ALBERTIN, 2016).

No que tange a composição química e dureza, a maioria dos corpos moedores comercializados atualmente são produzidos a partir de aços martensíticos de baixa liga e ferro fundido branco de alto cromo e devem ser idealmente endurecidos de 60 HRC a 65 HRC (QIAN, KONG, ZHANG, 2013). Dentre todos os tipos de aço, os aços de alto carbono (0,6 – 1,4% C) são os que combinam maior dureza e força, com ductibilidade. A utilização em sua forma endurecida com o tratamento de têmpera faz com que sua resistência ao desgaste abrasivo

seja expressivamente superior em comparação com outros aços (MASSOLA; CHAVES; ALBERTIN, 2016).

Independentemente do material selecionado, os meios de moagem devem ser sempre produzidos de forma a maximizar o seu desempenho, ou seja, apresentar a menor magnitude de desgaste combinada ao maior custo-benefício (JANKOVIC; WILLS; DIKMEN, 2016). Reduções significativas nos custos de produção podem ser obtidas mediante a otimização das propriedades dos corpos moedores (HASSANZADEH, 2017).

Frente à escassez de trabalhos na literatura que estabeleçam relações entre a microestrutura, as propriedades e o desgaste de bolas de moinho para a mineração, faz-se necessário e importante um estudo que compreenda o efeito da microestrutura de diferentes materiais metálicos sobre as propriedades e desempenho destes enquanto corpos moedores para segmentação de minérios. Além disso, não há, até a presente data, normas ou procedimentos técnicos que regulamentem um ensaio de abrasão de materiais sobre corpos moedores para a mineração.

Nesse sentido, este trabalho propõe estabelecer associações entre o efeito da microestrutura metalográfica e das propriedades de oito diferentes ligas metálicas, dentre as quais são incluídos alguns tipos de aços carbono de baixa liga e ferros fundidos, quando submetidas a dois diferentes ensaios abrasivos por tamboreamento, utilizando o método SSBA.

## **2 OBJETIVO**

### **2.1 Objetivo geral**

Descrever e caracterizar as propriedades químicas e mecânicas de oito amostras de diferentes ligas de ferro fundido e aços carbono utilizadas na fabricação de corpos moedores para o processo de moagem na indústria da mineração. Em sequência, propõe-se correlacionar a microestrutura e comportamento mecânico dos materiais com sua resistência ao desgaste abrasivo por tamboreamento.

### **2.2 Objetivos específicos**

- Obter amostras de oito diferentes ligas metálicas utilizadas como corpos moedores para moinhos de bolas;
- Realizar a caracterização dos materiais quanto à composição química, microestrutura por micrografia óptica e dureza Rockwell C (HRC);
- Submeter as oito diferentes ligas metálicas a ensaios abrasivos por tamboreamento, sob dois meios abrasivos diferentes: areia de quartzo AFS 30/40 e minério de ferro colhido entre as etapas de moagem primária e secundária;
- Obter imagens por microscopia eletrônica de varredura (MEV) para avaliação das condições físicas, morfológicas e observação da existência de pontos de corrosão nos corpos de prova pós ensaios abrasivos em meio aquoso;
- Avaliar, a partir do estudo de caracterização dos materiais e resultados dos ensaios abrasivos, as ligas, ou, tipos de aço/ferro fundido que obtiverem o melhor desempenho de resistência ao desgaste.

### 3 REFERENCIAL TEÓRICO

#### 3.1 Tratamento de Minérios

O tratamento de minério, também conhecido como beneficiamento de minérios, pode ser definido como o conjunto de operações aplicadas aos insumos minerais que visam modificar a granulometria e a concentração relativa das espécies minerais, com o objetivo de separar os minerais valiosos dos não valiosos (ganga), de modo a ser obter uma porção enriquecida, denominada de concentrado, que possui valor econômico (LUZ; LINS, 2018).

Para Chaves (2022), o tratamento de minério é necessário para realizar o aproveitamento industrial de algumas espécies minerais, de maneira a separá-la das demais, resultando na concentração da espécie útil. Operações unitárias são empregadas para que se obtenha uma concentração mais elevada da substância útil no concentrado, tirando partido das diferenças entre propriedades físicas características e individualizadas de cada espécie mineral, tais como forma, densidade, propriedades magnéticas e propriedades das superfícies das partículas.

O entendimento inicial do processo de tratamento de minérios parte da diferenciação entre o mineral, o minério e a ganga. De acordo com Luz e Lins (2018), mineral é todo corpo natural, inorgânico, homogêneo, que apresenta composição química e propriedades físicas definidas. Para que um ou mais minerais sejam classificados como minérios, uma importância econômica deve ser estabelecida ao mineral. Em contrapartida, minerais que não apresentam importância econômica são conhecidos como ganga e devem ser separados do mineral de interesse.

Na natureza, a maioria dos minerais existem combinados fisicamente e quimicamente com outras espécies. Para que os minerais nas rochas hospedeiras sejam acessados, eles devem ser triturados e moídos uniformemente. Esses processos são conhecidos como processos de cominuição e tem como objetivo maximizar a liberação dos minérios da rocha hospedeira. A britagem e a moagem fazem parte dos processos de cominuição e representam o primeiro passo no processo de tratamento de minérios (GUPTA; YAN, 2016). Essas operações são sempre auxiliadas por operações de separação de tamanhos – em peneiras – e por operações de classificação – em hidrociclones e classificadores em espiral (CHAVES, 2022).

Como no tratamento de minério a maioria das operações unitárias ocorre a úmido, um processo subsequente – químico ou metalúrgico – pode ser necessário para realizar o desaguamento do concentrado até a umidade necessária para a etapa subsequente. As operações

de desaguamento compreendem o espessamento, a filtragem e a secagem, conforme ilustrado na Figura 1. (LUZ; LINS, 2018).

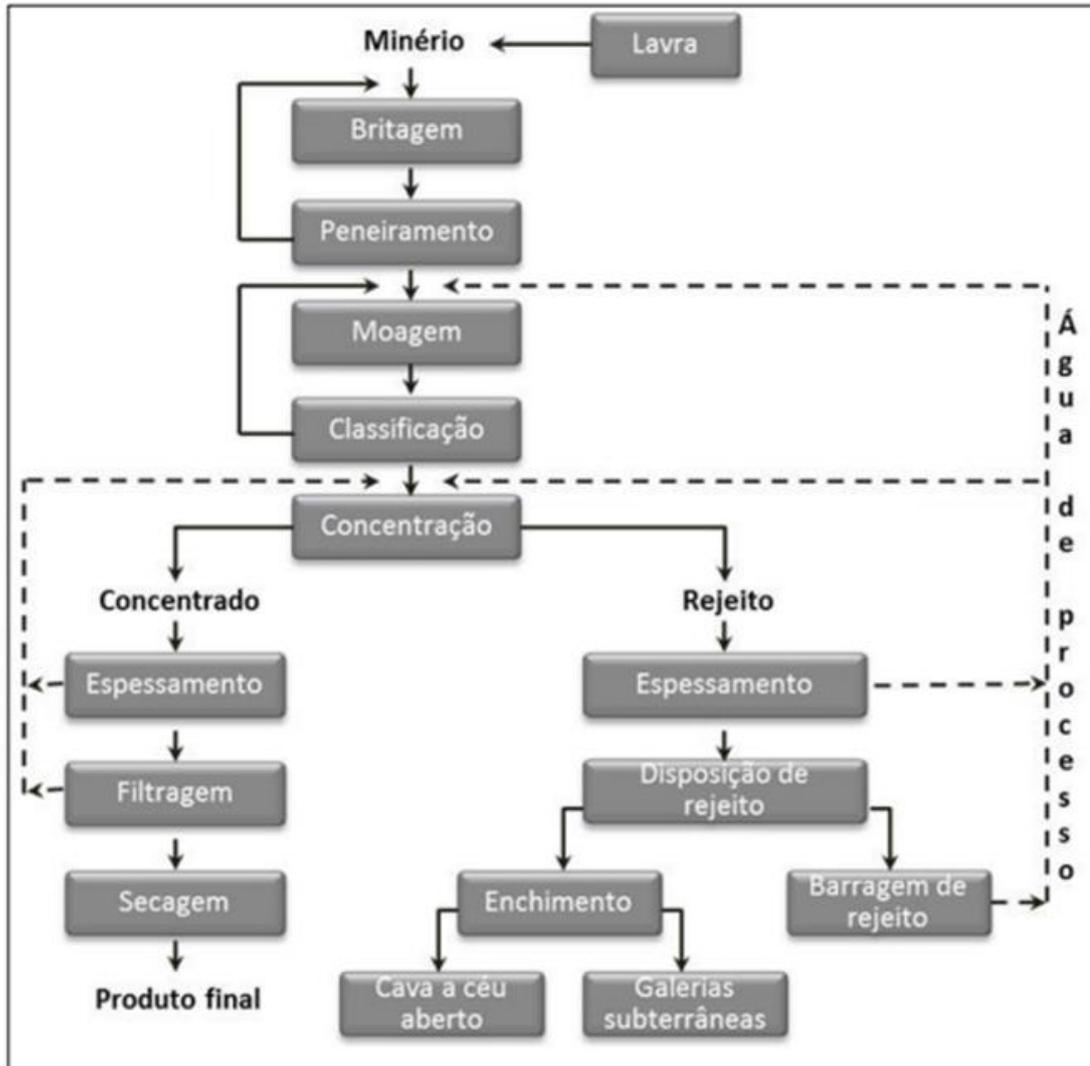


Figura 1 - Fluxograma típico de tratamento de minério  
Fonte: LUZ; LINS, 2018.

Importante ressaltar que, as operações que constituem um circuito de beneficiamento são denominadas operações unitárias porque são sempre as mesmas. Entretanto, a combinação e a sequência dessas operações podem variar conforme o objetivo do processo ou com as características do minério. A escolha correta dessa sequência é vital para o sucesso do circuito e para maximização da recuperação do mineral de interesse. Na Tabela 1, a seguir, são apresentadas as principais operações do processo de tratamento de minérios, com as suas respectivas classificações (LUZ; LINS, 2018).

Tabela 1 - Classificação das operações de processamento do minério

<b>Operações</b>	<b>Classificação</b>
Cominuição	Britagem e moagem
Peneiramento e Classificação	Separação por tamanhos
Concentração	Magnética, eletrostática, gravítica, flotação
Desaguamento	Filtragem e espessamento
Secagem	Secador rotativo, por pulverização e de leito fluidizado
Disposição de rejeito	Barragens e pilhas de estéril

Fonte: Adaptado de LUZ; LINS, 2018.

### 3.1.1 Moagem

No beneficiamento de minérios, as operações de fragmentação agrupam um conjunto de técnicas que objetivam reduzir um sólido de determinado tamanho em fragmentos de tamanho menor. A etapa de fragmentação engloba diferentes estágios que se iniciam na etapa de lavra e vão até a etapa de moagem. Na etapa de lavra, blocos de rocha são fragmentados com o auxílio de explosivos, com o objetivo de terem sua granulometria adequada às etapas subsequentes de britagem. A britagem, por sua vez, fragmenta os blocos obtidos na lavra, até que sejam obtidos minérios adequados à alimentação da moagem. A operação de britagem é repetida diversas vezes, mudando-se o equipamento e reduzindo cada vez mais o tamanho da partícula à medida que estágios de britagem são adicionados (LUZ; ALMEIDA; BRAGA, 2018). O processo de britagem é realizado pela compressão do minério contra superfícies rígidas ou por impacto contra uma superfície, em caminhos de movimento rigidamente restritos (WILLS; FINCH, 2016).

A moagem, por sua vez, é a última etapa da operação de cominuição, compreendendo granulometria de partículas na faixa de tamanhos inferiores a  $\frac{3}{4}$ ". Em geral, a moagem é realizada por via úmida, uma vez que a água é um excelente meio de transporte e dissipação de calor (CHAVES; PERES, 2012). O processo de moagem é uma etapa mais complexa que o processo de britagem e, para que ocorra a cominuição das partículas, esferas ou barras cilíndricas são utilizadas como meios de moagem. Esses corpos moedores são adicionados dentro de moinhos e colidem com o minério, provocando a fragmentação das partículas. (GUPTA; YAN, 2016).

Os moinhos nos quais as cargas de barras ou bolas de ferro ou aço são adicionadas denominam-se moinhos de carga cadente, que são moinhos cilíndricos que giram em torno do seu eixo. A carcaça, *shell* em inglês, é feita de chapa calandrada e soldada, sendo fechada nas duas extremidades por peças de aço fundido, que podem ser denominadas tampas, cabeças ou espelhos (*heads* – em inglês). Internamente, os moinhos cilíndricos são sempre revestidos por material resistente ao desgaste, podendo o material do revestimento ser constituído de borracha, metal, cerâmica ou híbrido (CHAVES; PERES, 2012).

Os moinhos cilíndricos são sustentados em ambas as extremidades por munhões (conjunto eixo mancal) e acionados através de engrenagens parafusadas junto a carcaça, que através de um eixo pinhão acionam o motor principal. A Figura 2, apresenta um desenho esquemático de um moinho circular e de seus principais componentes (GUPTA; YAN, 2016).

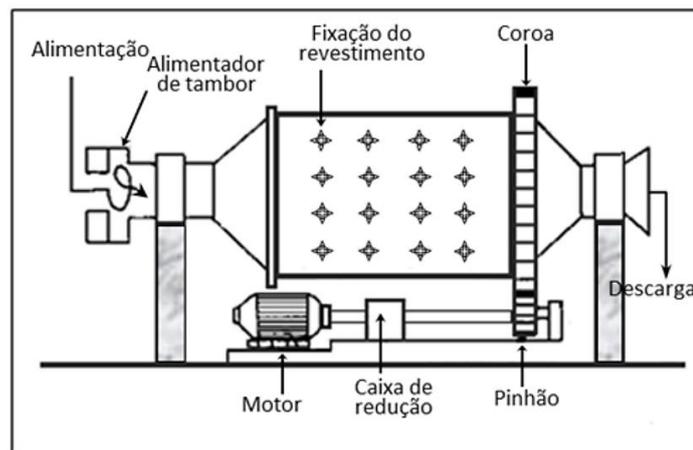


Figura 2 – Moinho Cilíndrico.  
Fonte: LUZ; ALMEIDA; BRAGA, 2018.

Os moinhos que utilizam bolas de ferro como meios de moagem são denominados “moinhos de bola”. O termo moinho de bola é restrito aos moinhos que têm a razão comprimento/diâmetro de 1,5 ou até menor (WILLS; FINCH, 2016).

As bolas dentro de um moinho em operação exibem quatro tipos de movimentos: rotação, translação, deslizamento e queda. A rotação ocorre quando as bolas giram em torno de si mesmas e fragmentam o minério por compressão. Já a translação é o movimento circular de acompanhamento da carcaça do moinho até uma certa altura, que não promove nenhuma fragmentação. O deslizamento ocorre quando as bolas se movimentam em direção contrária ao movimento do moinho. Nesse tipo de movimento ocorre a fragmentação por atrito, que ocorre à medida em que as camadas de bolas deslizam umas sobre as outras e na superfície do moinho.

Por fim, a queda fragmenta o minério por impacto e ocorre devido a força da gravidade (LUZ; ALMEIDA; BRAGA, 2018). Dentro de um moinho de bolas, a moagem ocorre pelo contato pontual entre as bolas e as partículas de minério. Dado tempo suficiente, qualquer tipo de grau de finura pode ser alcançado. Importante ressaltar que esse processo ocorre de forma completamente aleatória, sendo que a probabilidade de uma bola atingir uma partícula fina é a mesma de atingir uma partícula maior (WILLS; FINCH, 2016).

Em relação aos regimes de operação dos moinhos, conforme Luz, Almeida e Braga (2018), existem duas possibilidades: catarata e cascata. A moagem em catarata é adequada para fragmentação de material mais grosso e ocorre pela ação da força da gravidade, quando a velocidade do moinho carrega as bolas até uma posição mais elevada e elas caem umas sobre as outras e sobre o minério a ser moído (Figura 3).

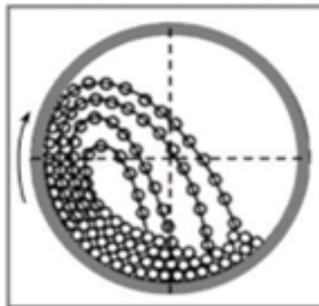


Figura 3 - Moagem em regime de catarata  
Fonte: LUZ; ALMEIDA; BRAGA, 2018.

Já a moagem em cascata (ilustrada na Figura 4) é adequada para a obtenção de um produto mais fino e resulta da baixa velocidade do moinho e de um alto fator de enchimento. Nesse regime, ao alcançarem determinada altura, as bolas rolam sobre as outras e, sem impacto, a moagem do material ocorre por abrasão e atrito (LUZ; ALMEIDA; BRAGA, 2018).

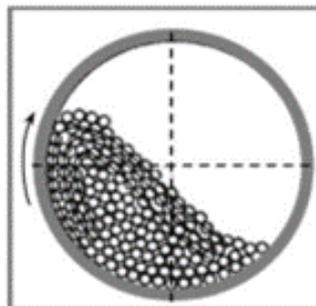


Figura 4 - Moagem em regime de cascata  
Fonte: LUZ; ALMEIDA; BRAGA, 2018

O movimento dos meios de moagem dentro do moinho e a distribuição de energia influenciam profundamente na cominuição das partículas (WEERASEKARA; LIU; POWELL, 2016). À medida que a velocidade do moinho aumenta, chega-se a um ponto em que as bolas ficam presas à carcaça devido à força centrífuga, completando uma volta inteira junto com o cilindro, ilustrado como movimento centrífugo dos corpos moedores pela imagem C) da Figura 5. A velocidade de rotação em que isso acontece é chamada de velocidade crítica do moinho e, nessas circunstâncias as bolas não exercem nenhum tipo de trabalho e, portanto, a moagem é nula (LUZ; ALMEIDA; BRAGA, 2018).

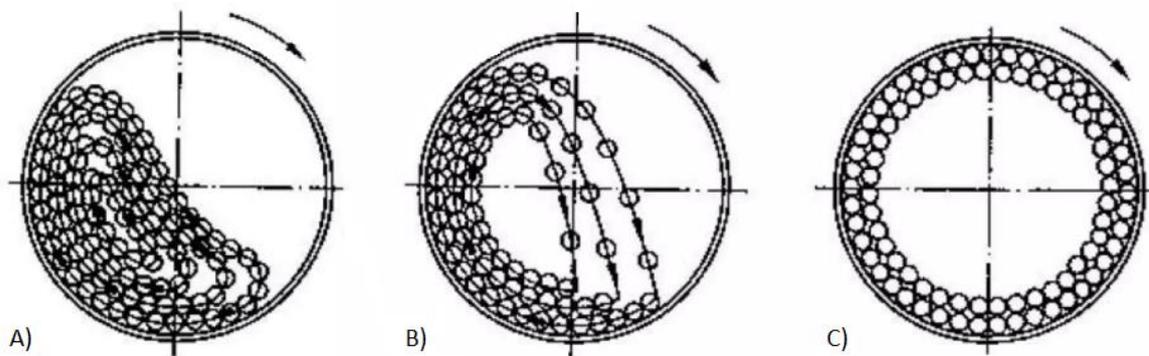


Figura 5 - Estado de movimento dos corpos moedores: A) cascata; B) catarata; C) centrífugo  
 Fonte: LUZ; ALMEIDA; BRAGA, 2018. Adaptado pelo autor.

No que tange a aspecto da eficiência da moagem, a área superficial dos corpos moedores é o fator determinante. Assim, as bolas devem ter o menor diâmetro possível e a carga deve ser graduada de tal forma que as bolas maiores sejam apenas pesadas o suficiente para garantir a moagem das partículas maiores e mais duras do material. Uma carga balanceada consistirá em bolas com diferentes diâmetros, sendo que a seleção de tamanhos adequados ocorre geralmente, por tentativa e erro (WILLS; FICH, 2016).

Chaves e Perez (2012) afirmam que, usualmente, um moinho de bolas opera com uma rotação entre 65% e 80% de sua velocidade crítica e com volume de corpos moedores na faixa de 35% a 50%. As bolas podem ser obtidas por processo de forjamento ou fundição, sendo fabricadas de aço carbono ou liga. Tratamento térmicos podem ser realizados para aumento de dureza e durabilidade das bolas, porém, podem implicar no aumento da fragilidade dos corpos moedores e no aumento no desgaste dos revestimentos.

Por fim, é importante ressaltar que a moagem é o estágio de cominuição que requer maiores investimentos e que envolve o maior gasto de energia (LUZ; ALMEIDA; BRAGA, 2018). Chaves e Peres (2012) mencionam que, no custo de processamento de minérios de cobre,

por exemplo, desde a etapa da mina até o embarque do produto, cerca de 40% dos custos totais são atribuídos à etapa de moagem.

Durante o processo de moagem, as bolas se desgastam, perdem massa e têm seu tamanho reduzido. A redução na potência do moinho é um indicativo que o desgaste dos corpos moedores está afetando a qualidade do produto. Gupta e Yan (2016) explicam que, o fenômeno de desgaste dos corpos moedores é complexo uma vez que é multifatorial, envolvendo variáveis como velocidade e diâmetro do moinho, gravidade específica do minério, índice de trabalho, tipo de revestimento, dureza da bola, forças atuantes e pH da polpa.

A reposição dos corpos moedores desgastados é, após a energia de acionamento do moinho, o fator principal para elevação dos custos na etapa de moagem. Crzeca (2018) cita em seu trabalho que: “as principais falhas de corpos moedores estão associadas a erosão, riscamento, desgaste metal contra metal, endentação, sulcamento, *pitting* (pequenos pontos de corrosão localizada), lascamento e fratura hemisférica”.

Wills e Finch (2016) citam que o custo com os corpos moedores pode representar até 40% do total dos gastos empenhados no processo de moagem, o que faz com que muitos estudos sejam dedicados a essa área. Corpos moedores de qualidade podem ser mais caros, mas serem mais econômicos devido a menores taxas de desgaste.

### **3.2 Mecanismos de desgaste**

O desgaste em materiais é um processo físico de degradação do material, que pode ser definido como a remoção de material da superfície de um corpo através de uma ação mecânica. (SHACKELFORD, 2008).

Para que o desgaste ocorra, é necessário que haja o contato entre duas ou mais superfícies que, geralmente estarão em movimento relativo entre si, deslizando, rolando ou sob aplicação de força. A tensão gerada entre as zonas interfaciais das superfícies faz com que ocorra falha mecânica local, resultando no desgaste da região de contato (WRIGHT, 2001).

Zun Gahr (1987) explica que o desgaste é uma função do tribossistema, que por sua vez é composto por quatro elementos: o corpo, o contracorpo, o elemento interfacial e o ambiente. A forma como esses elementos estão dispostos dentro de um tribossistema está ilustrada na Figura 6.

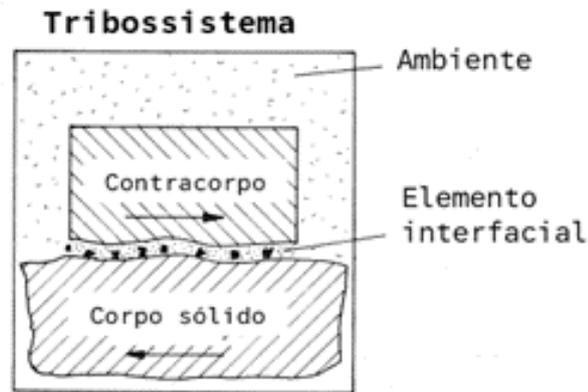


Figura 6 - Desenho esquemático de um tribossistema  
Fonte: ZUN GAHR, 1987.

Em corpos moedores, a perda de massa pode ser atribuída a três mecanismos de desgaste: 1) abrasão; 2) impacto; 3) corrosão. Como esses mecanismos podem estar presentes durante o processo de moagem de forma simultânea, interações complexas podem ser estabelecidas (ALDRICH, 2013).

### 3.2.1 Desgaste abrasivo

A norma internacional ASTM G40-22A define o desgaste abrasivo como o desgaste decorrente de partículas duras, que se movimentam ao longo de uma superfície sólida e são forçadas contra ela.

No desgaste abrasivo, uma partícula suficientemente dura ataca a superfície do material em um ângulo favorável, agindo como uma ferramenta de corte. Essa ação é geralmente acompanhada por uma grande deformação plástica, gerando acúmulo de material na frente e ao lado do sulco. A passagem sucessiva do grão abrasivo sobre a superfície do material repete esses deslocamentos sob um regime cíclico, resultando na remoção do material por fadiga de baixo ciclo (MASSOLA; CHAVES; ALBERTIN, 2016).

Tylczak (1992) apresenta uma série de mecanismos capazes de explicar como um material é removido de uma superfície durante a abrasão: formação de sulcos, perda por microfadiga, formação de cunhas, geração de microtrincas e mediante corte (Figura 7). Por causa da complexidade do processo de abrasão, é importante considerar que, nenhum desses mecanismos é responsável pela totalidade das perdas.

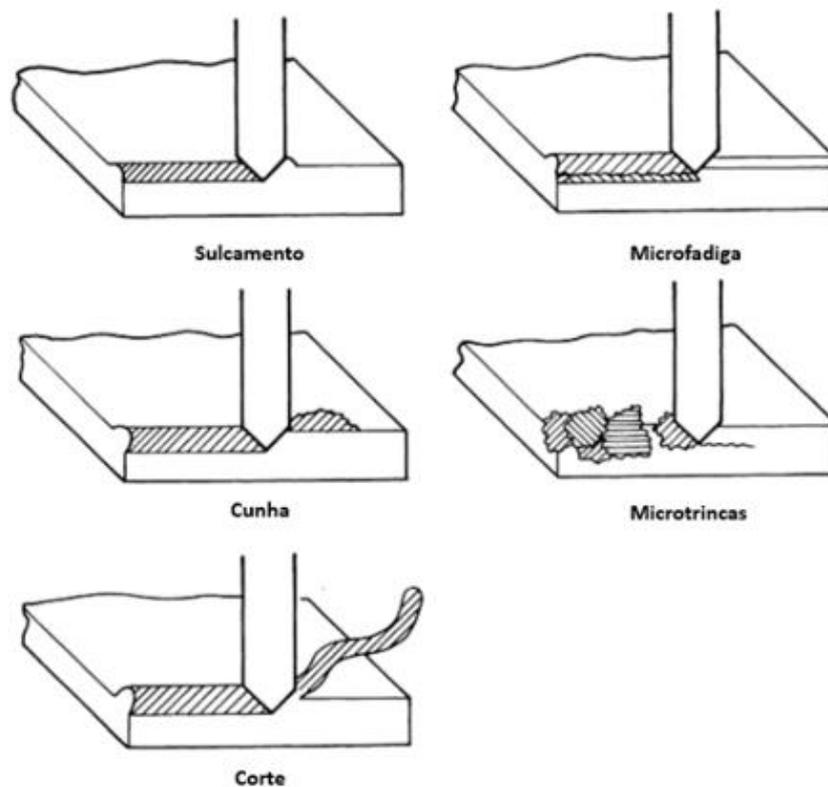


Figura 7 - Mecanismos de perda de massa no desgaste abrasivo  
 Fonte: TYLCZAK, 1992.

No sulcamento, o material é deslocado para as laterais do sulco, sob baixa aplicação de carga e sem resultar em perdas reais de material. Caso essa superfície seja riscada posteriormente, perdas por microfadiga podem ocorrer. As cunhas, por sua vez, se formam na frente de pontas abrasivas quando a relação entre a resistência ao cisalhamento da interface de contato e a resistência ao cisalhamento do volume aumenta para um valor suficientemente alto – de 50% a até 100%. Ainda assim, as cunhas são consideradas uma forma leve de desgaste abrasivo. Em contrapartida, o processo de corte é considerado a forma mais severa de desgaste em materiais dúcteis, que remove cavacos do material, de uma forma muito similar a uma ferramenta de corte. Para uma partícula abrasiva, existe um ângulo crítico, que depende do material que está sendo desgastado, para o qual ocorre a transição do mecanismo de sulcamento para o de corte. Por fim, microtrincas ocorrem em materiais frágeis, quando as forças aplicadas pelo grão abrasivo excedem a resistência à fratura do material. (TYLCZAK, 1992).

No que tange a classificação do tipo de desgaste abrasivo, dois tipos são possíveis: o desgaste abrasivo de 2 corpos e o desgaste abrasivo de 3 corpos (Figura 8).

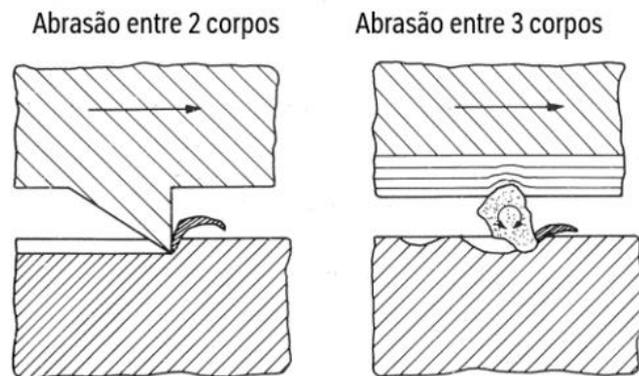


Figura 8 - Desenho esquemático um desgaste abrasivo entre 2 e 3 corpos  
Fonte: ZUN GAHR, 1987.

No desgaste abrasivo de 2 corpos, as partículas abrasivas se movem livremente sobre a face do material, já na abrasão de 3 corpos, as partículas abrasivas atuam como elementos interfaciais entre o corpo sólido e o contracorpo. Importante ressaltar que, o desgaste em um sistema de 3 corpos é cerca de uma a duas vezes menor, em termos de magnitude, quando comparado com o sistema de 2 corpos. (ZUN GAHR, 1987).

### 3.2.2 *Desgaste por impacto*

De acordo com a ASTM G40-22A, o desgaste por impacto ocorre quando dois corpos sólidos colidem e uma componente do movimento é perpendicular ao plano tangencial de contato.

Segundo BHUSHAN (2013), dois tipos de mecanismos de desgaste pertencem a categoria de desgaste por impacto: o desgaste erosivo e o desgaste percussivo. O desgaste erosivo ocorre mediante a incidência de jatos e correntes de partículas sólidas, gotículas líquidas e implosão de bolhas formadas no fluido. Já o desgaste percussivo ocorre a partir de impactos repetitivos do corpo sólido, que resultam na em perda de massa progressiva.

O desgaste erosivo refere-se ao conjunto de mecanismos que ocorrem quando partículas relativamente pequenas impactam sobre componentes mecânicos. Quando o ângulo de impacto entre a superfície erodida e a partícula erosiva é pequeno, as partículas tendem a percorrer a superfície desgastada e um processo similar ao da abrasão ocorre. Já quando o ângulo de impacto é alto, mecanismos tipicamente erosivos se fazem presentes; se a velocidade da partícula é baixa, as tensões no impacto são insuficientes para que ocorra a deformação plástica e o desgaste ocorre por fadiga superficial. Quando a velocidade é aumentada, é possível que o material erodido se deforme plasticamente; se as partículas erosivas forem afiadas o suficiente,

é mais provável que haja corte ou fratura frágil. Partículas com velocidades muito altas podem inclusive levar à fusão da superfície, conforme ilustrado na Figura 9 (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014).

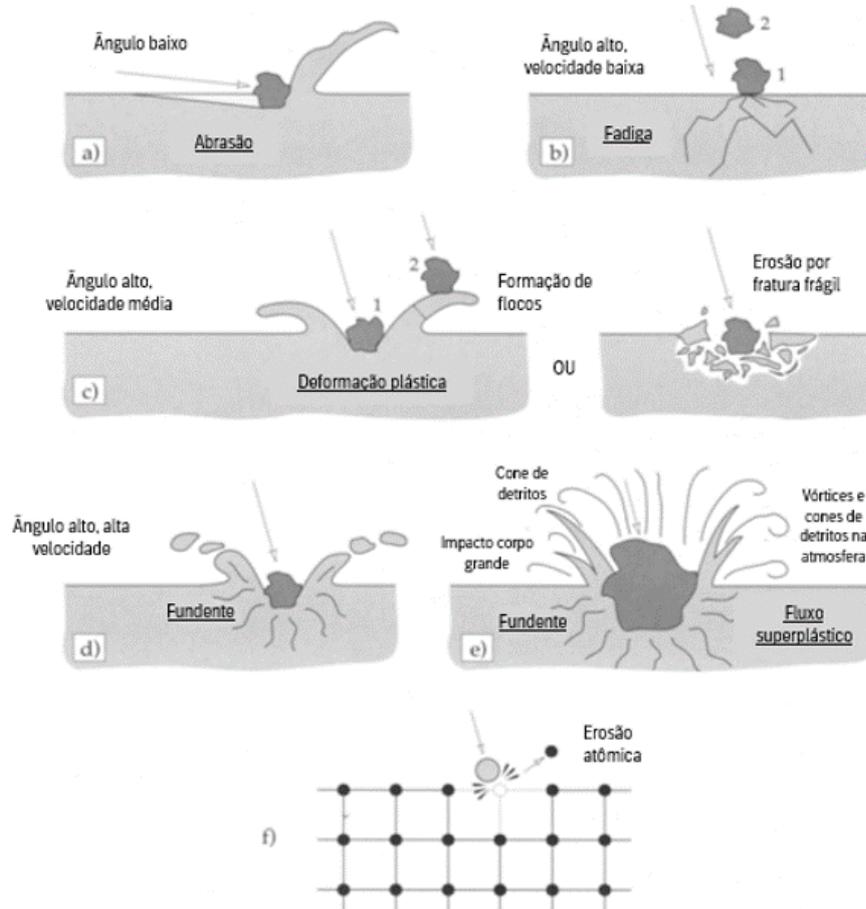


Figura 9 - Possíveis mecanismos erosivos: a) abrasão em ângulos baixo; b) fadiga durante impacto em baixa velocidade e alto ângulo; c) fratura frágil ou deformação plástica em alto ângulo e velocidade média; d) fusão superficial com altas velocidades e ângulos de impacto; e) erosão macroscópica com efeitos secundários; f) degradação da rede cristalina devido ao impacto de átomos.

Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014.

Assim como no desgaste erosivo, no desgaste percussivo, a perda de massa ocorre através de mecanismos híbridos de desgaste, que combinam mecanismos de adesão, abrasão, fadiga superficial, fratura e desgaste triboquímico. Na prática o impacto está geralmente associado com o deslizamento, sendo proporcional ao fator de deslizamento, uma vez que o desgaste ocorre primariamente durante a fração do impacto gasta em deslizamento relativo. O impacto em um substrato mais duro pode produzir fratura e mecanismos repetitivos que podem originar um mecanismo de desgaste por fadiga abaixo da superfície do material. O impacto associado com o deslizamento dá origem à fadiga superficial e/ou ao desgaste adesivo/abrasivo.

Mecanismos de desgaste específicos dependem da geometria da partícula, do material e das condições de operação (BHUSHAN, 2013).

No processo industrial de moagem de minérios dentro de um moinho tubular, é possível identificar o desgaste por impacto quando dois corpos moedores colidem. Quando ocorre essa colisão, a liberação de energia faz com que ondas de compressão se propaguem radialmente através das bolas a partir dos pontos de contato. Quando as ondas de compressão atingem área de impedância acústicas incompatíveis no interior do corpo moedor impactado, ondas de tensão são refletidas e fragmentam em pontos onde essas ondas excedem a resistência à tração do material (ALDRICH, 2013).

### 3.2.3 *Desgaste por corrosão*

A norma ASTM G40-22A define o desgaste corrosivo como o desgaste que ocorre quando uma reação química ou eletroquímica está presente e é significativa. Para Bhushan (2013), o desgaste corrosivo (ou químico) ocorre quando o deslizamento acontece em um ambiente corrosivo, mediante a presença simultânea das reações de corrosão e fricção. A fricção desgasta a película química gerada durante o processo corrosivo para que o ataque químico possa continuar.

Desgaste corrosivo é um termo geral utilizado para designar qualquer forma de desgaste dependente de um processo químico ou corrosivo, enquanto o desgaste oxidativo refere-se ao desgaste causado pelo oxigênio atmosférico. Quando o material é exposto ao oxigênio, filmes oxidativos estão sendo gerados sendo que, para metais, a taxa de oxidação dos metais é dependente da temperatura. (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014).

Se tratando da corrosão, a sua ocorrência se dá devido a interação química ou eletroquímica da interface do material com o ambiente. A corrosão química ocorre em um ambiente altamente corrosivo, de alta temperatura e alta umidade. A corrosão eletroquímica é uma reação eletroquímica acompanhada pela passagem de energia elétrica, que ocorre mediante a diferença de potencial entre duas regiões: o cátodo (de baixo potencial) e o ânodo (de alto potencial) (BHUSHAN, 2013).

No processo de moagem a úmido, embora a polpa ajude a movimentar o minério dentro do moinho, a dissipar o calor e reduzir a emissão de poeira, o contato dos minerais com a água libera íons na solução, fazendo que o mecanismo de corrosão se torne presente (MASSOLA; CHAVES; ALBERTIN, 2016). A moagem a úmido reúne todos os elementos necessários para a ocorrência de um processo de corrosão ativa: a elevada área superficial dos corpos moedores,

a ainda mais elevada área superficial do minério a ser cominuído, um potencial de corrosão em circuito aberto na partícula mineral, um cátodo mais nobre que o ânodo (que nesse caso, é representado pelo corpo moedor) e um processo abrasivo contínuo, que remove qualquer película formada na superfície do corpo moedor (GANGOPADHYAY; MOORE, 1985).

Para a explicação da corrosão em corpos moedores, dois modelos foram postulados: um modelo se baseia em células de abrasão de diferencial enquanto o outro modelo se baseia em células galvânicas (Figura 10).

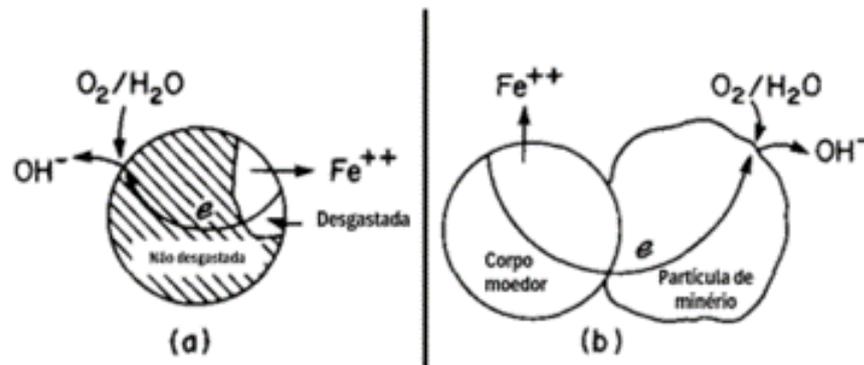


Figura 10 - Modelos de corrosão em corpos moedores: a) células de abrasão diferencial; b) células galvânicas

Fonte: IWASAKI et al., 1988.

No modelo de células de abrasão diferencial, a superfície desgastada atua como um ânodo, enquanto o cátodo é representado pela superfície não desgastada. Nesse modelo, as reações de corrosão correspondentes são a oxidação do ferro e a redução do oxigênio no cátodo. Já no modelo de células galvânicas, ocorre uma interação galvânica entre as partículas de minério (cátodo) e o corpo moedor (ânodo), sendo esse acoplamento galvânico o responsável pela aceleração do desgaste (IWASAKI et al., 1988).

### 3.3 Ligas metálicas ferrosas

As ligas metálicas são, segundo Callister e Retiswich (2021), frequentemente agrupadas em dois tipos – as ferrosas e não ferrosas. As ligas ferrosas têm como principal constituinte o ferro e incluem os aços e ferros fundidos. A diferença fundamental entre os aços e ferros fundidos está no teor de carbono contido na liga: ferros fundidos possuem percentual de carbono acima de 2,14%p., enquanto aços possuem teores de carbono inferiores a esse valor.

O percentual carbono para que uma liga seja classificada como aço ou ferro fundido pode variar ligeiramente conforme a fonte de pesquisa. Chiaverini (2012) explica que o aço é uma liga relativamente complexa e, uma vez que aços comerciais são sempre ligas não binárias, sua definição não se torna simples. Assim, a definição adotada por esse autor é de que aços devem ter como constituintes principais o ferro e o carbono - com o percentual de carbono variando entre 0,008%p. e 2,11%p., além de certos elementos residuais, que são oriundos dos processos de fabricação.

O limite inferior de 0,008%p. corresponde a solubilidade máxima do carbono no ferro à temperatura ambiente e o limite superior de 2,11%p. equivale a quantidade máxima de carbono que se dissolve no ferro, a uma temperatura de 1148°C. A quantidade máxima de carbono depende da presença dos elementos de liga e dos teores dos elementos residuais contidos no aço (CHIAVERINI, 2012).

### 3.3.1 *Diagrama de equilíbrio Ferro Carbono*

O estudo do diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C é imprescindível para a compreensão das ligas metálicas ferrosas. Esse diagrama é geralmente representado até 6,7%p. de carbono, que corresponde ao percentual de carbono contido no composto Fe<sub>3</sub>C (cementita). Acima desse teor, pouco se estuda, uma vez que as ligas comerciais são fabricadas até teores máximos de 4,0%p. a 4,5%p. de carbono (CHIAVERINI, 2012).

Conforme ilustrado na Figura 11, duas mudanças na estrutura cristalina do ferro puro podem ocorrer durante seu aquecimento. A ferrita alfa - ferro  $\alpha$  - que é a forma estável do aço à temperatura ambiente, possui a estrutura cristalina CCC (cúbica de corpo centrado). Ao ser aquecida até a temperatura de 912°C (1674°F), a ferrita alfa sofre uma transformação polimórfica para a austenita CFC (cúbica de face centrada), também denominada ferro  $\gamma$  e que é paramagnética. O ferro  $\gamma$  existe até a temperatura máxima de 1394°C, quando é revertido totalmente para uma fase CCC, conhecida como ferrita  $\delta$ , que se funde à temperatura de 1538°C (CALLISTER; RETISWICH, 2021).

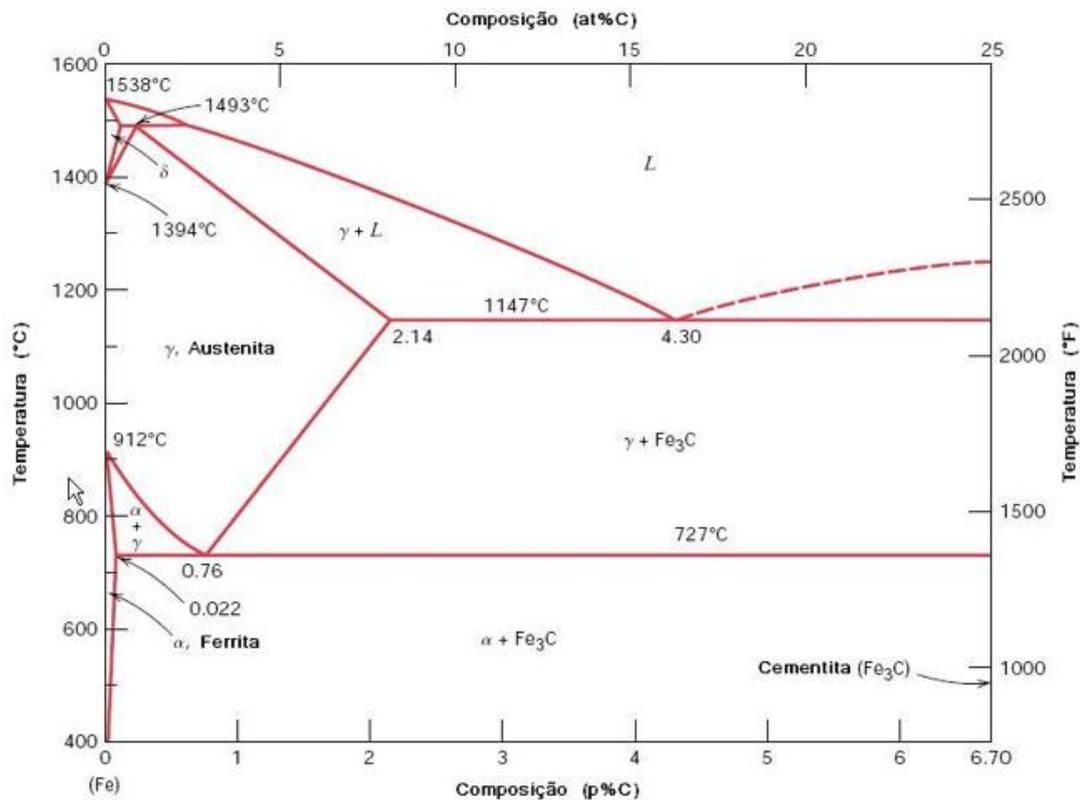


Figura 11 - Diagrama Fe - Fe<sub>3</sub>C  
Fonte: CALLISTER; RETISWICH, 2021.

Comparando-se as áreas ocupadas pelas fases no Diagrama Fe-C, nota-se que a área ocupada pela austenita é bem superior a área ocupada pela ferrita, o que reflete a maior solubilidade do carbono no ferro  $\gamma$ , que atinge cerca de 2,14%p. a uma temperatura de 1147°C. Já o campo do ferro  $\alpha$  é extremamente restrito, com uma solubilidade máxima de carbono de 0,02%p a uma temperatura de 723°C. Similarmente a ferrita  $\alpha$ , o ferro  $\delta$  existe em uma faixa de temperatura restrita a 1390°C e 1534°C, com valores máximos de 0,5%p. de carbono (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017).

A ferrita  $\alpha$  e a ferrita  $\delta$  são virtualmente idênticas, exceto pela faixa de temperaturas ao longo de cada qual existe. No que tange a cementita (Fe<sub>3</sub>C), sua formação ocorre quando o limite de solubilidade para o carbono na ferrita  $\alpha$  é excedido abaixo de 727°C, o que resulta em uma região composta pelas fases  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ . Da mesma forma, a cementita coexiste com a austenita em temperaturas entre 727°C e 1147°C, originando a região composta pelas fases  $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$  (CALLISTER; RETISWICH, 2021).

Nos limites dos campos da fase  $\gamma$ , o carbono é expulso na forma de carbonetos de ferro, a transformação do ferro  $\gamma$  em ferro  $\alpha$  ocorre através de uma reação eutetóide, a uma temperatura de 723°C e cerca de 0,8%p de carbono. Ao se resfriar lentamente a austenita na faixa de 0,8%p.

– 2,06%p. de carbono em um intervalo de temperatura de 1147°C a 723°C, a cementita começa se formar primeiro, esgotando a austenita em carbono, até que em 723°C a austenita contém 0,8%p. de carbono e se transforma em perlita (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017).

Segundo Callister e Retiswich (2021), a perlita se trata de um novo constituinte, cuja microestrutura consiste em camadas alternadas (ou lamelas) das fases  $\alpha$  e  $\text{Fe}_3\text{C}$  e que possui a aparência de madrepérola quando vista sob um microscópio de baixa ampliação. A perlita existe como grânulos (ou nódulos), sendo que dentro de cada nódulo as camadas possuem a mesma orientação, a qual varia de um grânulo para outro. Na micrografia de um aço eutetóide, as camadas mais claras e grossas são da fase ferrita, já a fase cementita aparece como lamelas finas, geralmente de coloração escura.

Silva e Mei (2021) explicam resumidamente que, mantida a condição de resfriamento lento, aços com teor de carbono igual a 0,77%p. (na prática denominados 0,8%p. de C) são denominados eutetóides e sua microestrutura é composta em sua totalidade por perlita. Aços com teor de carbono inferior a 0,77%p. são chamados de hipoeutetóides e são constituídos por ferrita e cementita. Já os aços que excedem o teor de 0,77%p. de carbono são denominados hipereutetóides, sendo constituídos de perlita e cementita. A Figura 12 apresenta micrografia de dois desses aços.

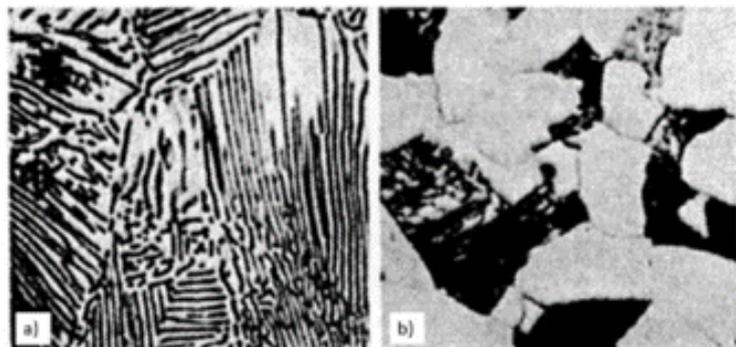


Figura 12 - a) Aço com 0,77% p de carbono constituído por perlita.  
b) Aço hipoeutetóide (0,4%p de C) composto por ferrita e perlita

Fonte: BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017.

Os constituintes básicos dos aços são, assim, a austenita, a ferrita, a cementita e a perlita. No que tange às propriedades mecânicas desses constituintes, a austenita apresenta grãos poligonais irregulares, não magnética, de boa resistência mecânica e tenacidade. A ferrita também apresenta grãos poligonais irregulares, porém exibe baixa dureza e baixa resistência à tração, que se contrapõem com sua excelente resistência ao choque e elevado alongamento. A

cementita, por sua vez, possui estrutura cristalina ortorrômbica, e é muito dura e quebradiça. Por fim, a perlita é uma mistura mecânica de 88,5% de ferrita e 11,5% de cementita e, portanto, possui propriedades intermediárias entre as da ferrita e da cementita. A proporção de perlita num aço cresce de 0% para ferro até 100% para o aço eutetóide (CHIAVERINI, 2012).

### 3.3.2 *Formação da martensita*

As fases ferrita, cementita e perlita são formadas a partir do campo austenítico desde que o resfriamento do aço seja feito de forma muito lenta, como por exemplo, em um forno. Se o resfriamento do aço ocorrer de forma muito rápida (por exemplo: em água), outros constituintes metaestáveis serão formados, como por exemplo a bainita e a martensita (SILVA; MEI, 2021).

A martensita em aços é uma solução sólida supersaturada de carbono em uma matriz de ferro ferrítico. Ao contrário da ferrita ou da perlita, a martensita se forma através da deformação da rede austenítica, sem que haja difusão de átomos. Essa deformação provoca um grande cisalhamento e uma expansão de volume na região afetada, que apresenta caráter altamente cristalográfico (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017).

Chiaverini (2012) explica que, a reação de cisalhamento através dos planos cristalográficos ocorre de forma tão rápida que nem mesmo o resfriamento rápido do aço é capaz de evitá-la. O resfriamento rápido transforma em alfa a forma alotrópica do ferro, retendo as lâminas estreitas e alongadas da austenita cisalhada, que são, na realidade, lâminas de martensita, em microseções e com o formato de agulhas longas e finas. Na formação da martensita não ocorre difusão e é uma transformação que depende essencialmente da temperatura, geralmente inicia-se em torno de 200°C e termina em cerca de 100°C.

De todas as microestruturas possíveis para um aço, a martensita é a mais dura e resistente e, conseqüentemente é a mais frágil. Sua dureza, ao contrário do que acontece com aços perlíticos, não é atribuída a sua microestrutura e sim, um reflexo da eficiência dos átomos intersticiais do carbono em restringir o movimento das discordâncias em conjunto com o número pequeno de sistemas de escorregamentos existentes em sua estrutura cristalina TCC - tetraédrica de corpo centrado (CALLISTER; RETISWICH, 2021).

As temperaturas de início (MI) e fim (MF) de formação da martensita são afetadas pelo aumento do teor de carbono de maneira inversamente proporcional – o aumento no teor de C faz com que MI e MF diminuam. Ao se resfriar bruscamente um aço 0,8%p. C até a temperatura ambiente, por exemplo, sua microestrutura será composta por cerca de 80% de martensita e

20% de austenita não transformada, denominada austenita retida. Esse percentual de austenita retida pode ser ainda maior em aços ligados e, para que a austenita se transforme em martensita, é necessário abaixar inúmeras vezes a temperatura da amostra para valores abaixo de 0°C, em tratamentos denominados subzero (SILVA; MEI, 2021).

### 3.3.3 *Classificação dos aços a partir do teor de carbono e dos elementos de liga*

Segundo Callister e Retiswich (2021), os aços geralmente possuem teor de carbono inferior a 1% bem como concentrações apreciáveis de outros elementos de liga. A partir do teor de carbono, três classificações são possíveis: 1) Aços com baixo teor de carbono – possuem menos que 0,25%p. C e não respondem a tratamentos térmicos para formação da martensita; 2) Aços com médio teor de carbono – concentração de carbono varia entre 0,25%p. e 0,60%p. e precisam ser tratadas termicamente por austenitização, têmpera e revenimento para melhorar suas propriedades mecânicas; 3) Aços com alto teor de carbono – apresentam teores de carbono entre 0,60%p. e 1,4%p. e são os mais duros e resistentes porém, menos dúcteis entre os aços – carbono.

A quantidade de elementos de liga também é utilizada para a classificação dos aços. Segundo Shackelford (2008), o limite arbitrário de 5% de adição total de outros elementos (que não o carbono) separa os aços em duas categorias: aços que possuem adição de elementos de liga inferior a 5% são denominados aços baixa liga; aços com adição de elementos de liga superior a 5% são conhecidos como aços alta liga. A escolha dos elementos de liga deve ser feita de forma cuidadosa, já que resulta em altos custos.

Importante ressaltar que, nos aços-liga, a adição de elementos de liga é intencional e em concentrações específicas. Aços carbono comuns contêm apenas concentrações residuais de impurezas além do carbono e, adições de manganês (CALLISTER; RETISWICH, 2021).

### 3.3.4 *Efeito da adição de elementos de liga nos aços*

As propriedades de vários aços são um reflexo de suas composições químicas. Cada elemento de liga garante ao aço propriedades específicas, que podem ser melhoradas através da adição de outros elementos. Os elementos de liga podem ser adicionados aos aços tanto em sua fase gasosa (nitrogênio, oxigênio, hidrogênio) quanto em seu estado sólido (SCHLEGEL, 2023).

Segundo Chiaverini (2012), a introdução de elementos de liga nos aços objetiva, de forma individual ou em conjunto: aumentar a dureza e a resistência mecânica; conferir uniformidade de resistência ao longo de toda a seção de peças muito grandes; diminuir o peso; conferir resistência à corrosão; aumentar a resistência ao calor; aumentar a resistência ao desgaste; aumentar a capacidade de corte; melhorar as propriedades elétricas e magnéticas.

Schlegel (2023) apresenta a correlação entre uma série de elementos químicos com as propriedades dos aços. Algumas dessas correlações são descritas abaixo:

- **Manganês (Mn):** atua como um desoxidante, removendo o oxigênio do aço e ligando-o ao enxofre, o que resulta em melhora na temperabilidade do aço; favorece a forjabilidade e soldabilidade e aumenta a profundidade do endurecimento; aços com teores superiores a 12%p. de Mn (manganês austenítico) exibem elevada resistência ao desgaste por impacto.
- **Fósforo (P):** geralmente considerado um contaminante, que resulta em fortes segregações primárias e secundárias; adição limitada a teores entre 0,03%p. e 0,05%p. devido à dificuldade de distribuição homogênea do elemento no aço.
- **Cromo (Cr):** atua na formação de carbeto, aumentando o poder de corte e a resistência ao desgaste do aço; torna o aço endurecível ao ar e ao óleo, melhorando a resistência ao calor e à corrosão; aços com teores superiores a 12%p. de Cr praticamente não enferrujam (apresentam baixíssima taxa de corrosão por placas e generalizada).
- **Molibdênio (Mo):** forte formador de carbeto, melhorando as propriedades de corte dos aços rápidos; aumenta a dureza e reduz a fragilidade dos aços cromo-níquel e manganês; promove o refinamento de grãos e favorece a soldabilidade, ao mesmo tempo que aumenta a resistência ao escoamento.
- **Vanádio (V):** forte formador de carbeto, aumentando a resistência ao desgaste, o poder de corte e a dureza a quente de aços rápidos e aços para trabalho a quente; atua no refinamento do grão primário; aumenta a resistência e a estabilidade do recozimento.

- Níquel (Ni): reduz os pontos de transformação do aço; sozinho, somente proporciona resistência à ferrugem, porém, ele estabiliza a fase austenítica do aço e com adição de cromo proporciona resistência à oxidação contra diversas substâncias.
- Titânio (Ti): forte formador de carbeto, se liga fortemente ao enxofre, atuando na remoção do oxigênio e nitrogênio; pequenas adições (0,01%p. – 0,1%p. de Ti) já conferem alta tenacidade e resistência aos aços; atua no refinamento de grão; restringe fortemente o campo de formação da austenita.
- Alumínio (Al): agente desoxidante mais comumente utilizado na produção de aços; atua na remoção do nitrogênio, favorecendo a resistência ao envelhecimento; em pequenas quantidades atua na redução do tamanho de grão (refinamento da microestrutura).
- Cobre (Cu): frequentemente considerado um contaminante do aço, podendo penetrar nos contornos de grãos e aumentar o risco de rachaduras durante a conformação a quente.

### 3.3.5 *Tratamentos térmicos – têmpera*

Silva e Mei (2021) definem os tratamentos térmicos como um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento controlados, que alteram as características dos aços e de ligas especiais, com o objetivo de otimizar suas propriedades. Chiaverini (2012) enfatiza que, no tratamento térmico dos aços, as operações de aquecimento e resfriamento devem ocorrer sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento. Os tratamentos térmicos visam alterar as propriedades dos aços, com foco na remoção de tensões, aumento ou diminuição da dureza, aumento da resistência mecânica, melhoria da ductibilidade e usinabilidade, melhoria da resistência ao desgaste, melhoria das propriedades de corte, melhoria da resistência ao calor e da resistência à corrosão e modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

Os principais tratamentos térmicos aplicados aos aços e ligas são o recozimento, a normalização, a têmpera, o revenimento, a solubilização e o envelhecimento (SILVA; MEI, 2021). Para a produção de aços martensíticos, os tratamentos térmicos convencionais envolvem

normalmente o resfriamento rápido e contínuo do material austenitizado, em algum tipo de têmpera – água, óleo ou ar (CALLISTER; RETISWICH, 2021).

A têmpera para formação da martensita, com o posterior reaquecimento ou realização de têmpera a uma temperatura intermediária é o caminho tradicional para obtenção de aços de alta resistência. Para isso, é necessário que o aço seja temperado a uma taxa suficientemente rápida para evitar que a austenita se decomponha em produtos como a ferrita, perlita e a bainita durante a etapa de resfriamento. Assim, a eficácia de um tratamento térmico para produção de matriz predominantemente martensítica depende, primariamente da composição química da liga e da geometria e tamanho da amostra (BADESHIA; HONEYCOMB, 2017).

A temperabilidade de um aço, que é definida como a habilidade de uma liga em ser endurecida pela formação da martensita através de um tratamento térmico, é influenciada diretamente pela composição química do aço (CALLISTER; RETISWICH, 2021). De acordo com Badeshia e HoneyComb (2017), a maneira mais econômica de se aumentar a temperabilidade de um aço carbono comum é através da adição de manganês, em teores entre 0,60%p. e 1,40%p. proporcionando um aumento substancial na dureza do material. Adições de cromo e molibdênio também são comuns e eficazes e estão entre as adições de liga mais econômicas para aumento de temperabilidade.

No que tange a geometria e o tamanho da amostra, durante a têmpera, a energia térmica deve ser transportada primeiramente para a superfície, antes que seja dissipada para o meio de têmpera. Assim, a taxa de resfriamento no interior de um aço varia com a posição e depende da geometria e do tamanho da estrutura. No que diz respeito à forma da amostra, a taxa de resfriamento para a têmpera depende da razão entre a superfície e a massa da amostra: quanto maior for essa razão, mais profundo será o efeito de endurecimento (CALLISTER; RETISWICH, 2021).

Além da composição química da liga e da geometria e tamanho da amostra, o tipo e a natureza do meio de têmpera precisam ser considerados como um terceiro fator para obtenção de um processo de têmpera satisfatório. Os meios de resfriamento mais comumente utilizados são a água, o óleo e o ar e a sua escolha dependem inicialmente da estrutura final desejada a uma determinada profundidade. Os meios mais drásticos de resfriamento são a água, seguidos pelo óleo e por último o ar. A maior eficácia da água se deve à sua capacidade de remover as camadas superficiais de óxidos e à menor tendência de formar vapor na superfície dos aços, mitigando a formação de pontos moles nos materiais (CHIAVERINI, 2012).

A severidade com que o resfriamento ocorre no processo de têmpera pode levar ao surgimento de gradientes de temperatura bastante acentuados entre o centro e a superfície da

peça. Se tratando de uma mesma peça, quanto mais severo for o meio da têmpera, maior serão os gradientes de temperatura e maior a probabilidade que tensões internas surjam. Essas tensões estão associadas à contração do aço durante o resfriamento, a expansão associada com a transformação martensítica e com mudanças bruscas de seção e outros concentradores de tensão. Como consequência das tensões resultantes das combinações desses esforços, podem ocorrer deformações plásticas (empenos nas peças), rupturas (trincas de têmperas) e tensões residuais (SILVA; MEI, 2021).

De acordo com Chiaverini (2012), as tensões internas oriundas do processo de têmpera, bem como a excessiva dureza e fragilidade, que são intrínsecas à martensita podem ser atenuadas pelo reaquecimento do aço temperado em temperaturas determinadas. Esse processo é denominado revenimento e geralmente é utilizado como uma etapa subsequente ao processo de têmpera. Ao se aquecer a martensita, o reticulado instável é revertido ao reticulado estável cúbico de corpo centrado, produzindo reajustamentos internos que aliviam as tensões internas. Durante esse processo de reaquecimento também ocorre a precipitação de carbonetos que crescem e se aglomeram, podendo ocorrer a precipitação de carbonetos de liga para aços com adições de: Ti; Cr; Mo; V; Ni; ou W.

### 3.3.6 *Ferros fundidos*

Ligas ferrosas com teores de carbono superiores a 2,14%p. são genericamente classificadas como ferros fundidos. Na prática, entretanto, a maioria dos ferros fundidos contém teores de carbono variando entre 3,0%p. e 4,5%p. C bem como outros elementos de liga. A análise do diagrama Fe-C mostra que, ligas com esses teores de carbono se encontram no estado líquido em temperaturas entre 1150°C e 1300°C, o que faz com que essas ligas sejam facilmente fundidas (CALLISTER; RETISWICH, 2021).

Elementos como o silício, manganês, enxofre e fósforo são frequentemente encontrados na composição de ferros fundidos, o que não impede que elementos de liga diversos também sejam adicionados. Na solidificação, ferros fundidos geralmente apresentam uma fase pró – eutética (austenita, grafita) e que se completa com uma solidificação eutética (austenita + grafita ou (austenita + carbonetos). A microestrutura de ferros fundidos com grafita é similar aos dos aços, podendo ter como constituintes a ferrita, a perlita e a martensita com adição de partículas de grafita ou de um esqueleto de grafita, conforme ilustrado na Figura 13 (GUESSER, 2019).

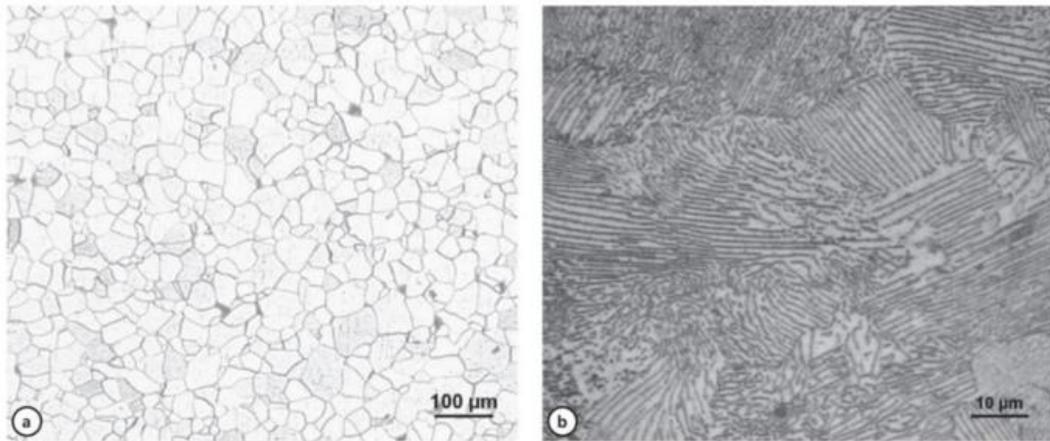


Figura 13 - a) Ferro fundido com matriz ferrítica. b) Ferro fundido com matriz austenítica  
Fonte: GUESSER, 2019

Callister e Retiswich (2021) explicam que a grafita é formada a partir da reação de decomposição da cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) em ferro alfa e carbono, sendo que sua tendência de formação é regulada pela composição e pela taxa de resfriamento empregada. Silício em concentrações superiores a 1%p., bem como taxas de resfriamento mais lentas durante a solidificação favorecem a grafitação. Na maioria dos ferros fundidos o carbono está presente na forma de grafita e a microestrutura e as propriedades mecânicas são dependentes da composição e do tratamento térmico.

Os elementos químicos que influenciam a estrutura do ferro fundido são essencialmente o carbono, o silício e o manganês. O carbono determina a quantidade que grafita que é possível formar enquanto o Si atua como elemento grafitante, favorecendo a decomposição do carboneto de ferro. O manganês, sempre presente na composição química de ferros fundidos, é adicionado como um dessulfurante (atua na remoção do enxofre) e sua presença estabiliza a formação da cementita, atuando com efeito oposto ao Si e contrabalanceando sua ação grafitante (CHIAVERINI, 2012).

Os ferros fundidos podem ser classificados em diferentes famílias a partir da forma da grafita, do aspecto da fratura e de propriedades mecânicas relevantes. Como reflexo da forma da grafita, têm-se os ferros fundidos nodulares e os ferros fundidos vermiculares. Ferros fundidos brancos e ferros fundidos cinzentos são assim denominados devido ao aspecto de sua fratura. Já os ferros fundidos maleáveis recebem essa nomenclatura a partir de suas propriedades mecânicas características. Importante ressaltar que, os ferros fundidos brancos não contêm grafita, todo o carbono está presente na forma de carbonetos (GUESSER, 2019).

A resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos está associada a presença de carbonetos de cromo  $M_7C_3$  em sua microestrutura. Esses carbonetos estão dispersos em uma matriz martensítica e apresentam uma dureza elevada, que varia entre 1300 e 1800 HV, sendo mais duros que o quartzo (1000 – 1200 HV), que é o principal responsável pelo desgaste na mineração (NAYAK; GUITAR; MÜCKLICH, 2020; MASSOLA; CHAVES; ALBERTIN, 2016).

Ferros fundidos são produzidos a partir do processo de coquilamento, que consiste no derramamento do metal líquido em moldes metálicos, onde o metal é resfriado em condições e/ou velocidades que proporcionam a eliminação de quase toda grafita e permitem que o carbono fique retido na forma combinada. Na composição dos ferros fundidos brancos, é comum encontrar os elementos manganês, enxofre e fósforo: o Mn e o S são considerados em conjunto, visto que suas ações se contrabalanceiam e atuam na estabilização do carboneto; já o P atua diminuindo a profundidade de coquilamento – que é a profundidade correspondente a formação de ferro fundido branco (CHIAVERINI, 2012).

No que tange a adição de elementos de liga nos ferros fundidos brancos, Chiaverini (2012) apresenta o níquel, o cromo e o molibdênio como os elementos mais utilizados e que são utilizados (isolados ou combinados) com o objetivo de aumentar a resistência ao desgaste. O cromo (Cr) é empregado em baixos percentuais e controla a profundidade de coquilamento, garantindo uma estrutura sem a presença da grafita. Em teores de 1%p. a 4%p., o Cr aumenta a dureza e a resistência ao desgaste, estabilizando a cementita; em teores de 12%p. e 35%p., o Cr confere resistência à corrosão e oxidação a altas temperaturas, além de aumentar a resistência à abrasão. O molibdênio (Mo) em pequenos teores (de 0,25%p. a 0,75%p.) melhora a resistência da superfície coquilhada ao lascamento, corrosão localizada e trincamento por calor.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Os experimentos realizados para correlacionar a microestrutura e comportamento mecânico dos materiais com o desgaste abrasivo foram divididos em três macro etapas: **1.** Obtenção das amostras; **2.** Caracterização das ligas metálicas; **3.** Ensaio de abrasão por tamboreamento – método SSAB.

### 4.1 Identificação das amostras

Para realização dos experimentos, foram utilizadas oito amostras de diâmetro igual a 3 polegadas, identificadas em ordem alfabética, conforme mostra a Figura 14. As amostras A e B são compostas de ferro fundido e as demais amostras compreendem ligas de aços carbono.

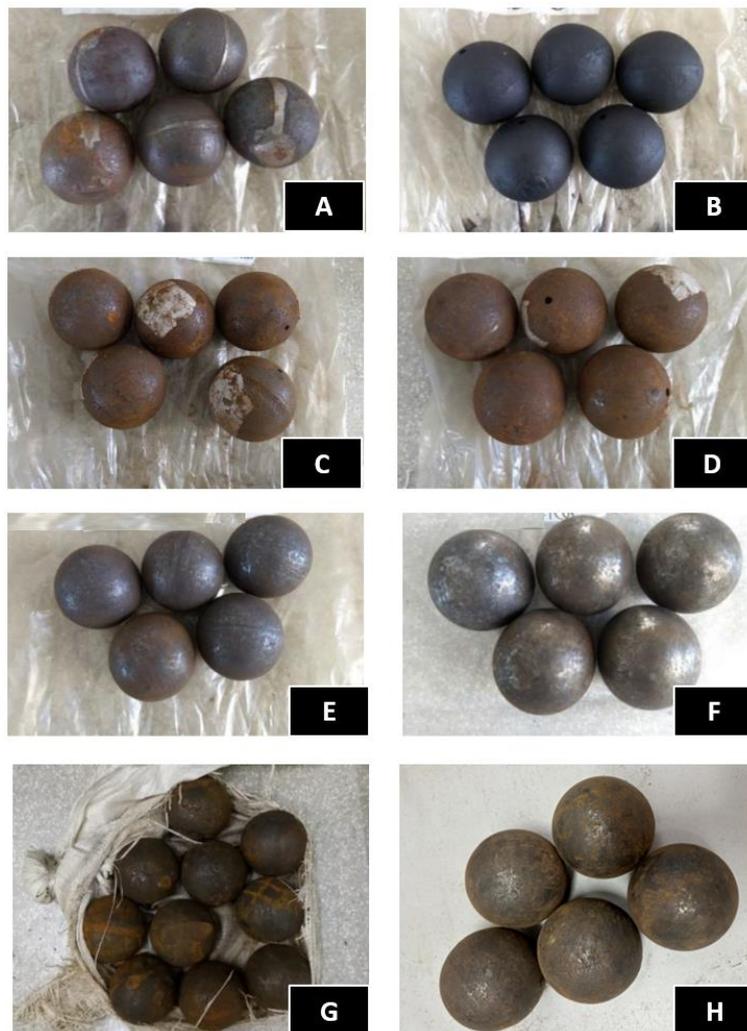


Figura 14 - Identificação das amostras através do sistema alfabético

## 4.2 Caracterização das ligas metálicas

Para caracterizar as ligas metálicas, as amostras foram analisadas quanto a sua composição química, dureza e microestrutura. Os ensaios foram realizados pelo laboratório MIB – *Materials Institute of Brazil*, localizado em São Carlos (SP).

A composição química das amostras foi obtida através do ensaio de espectrometria de emissão óptica por centelhamento, utilizando o equipamento do fabricante Anacem Científica, modelo B2ADV. Os ensaios foram realizados em duplicata, com a utilização de dois corpos moedores e a extração de uma amostra de cada corpo moedor. Para distinção das amostras, o sistema alfanumérico foi utilizado, com a adição dos números 1 e 2 logo após as respectivas letras utilizadas na identificação dos corpos moedores.

Para o ensaio de dureza, foram obtidas amostras em formato de semicircunferência dos corpos moedores, através de corte por eletroerosão a fio, conforme ilustrado na Figura 15. Após o corte, as amostras foram lixadas em politriz manual com lubrificação a água, utilizando lixas com granulação 220#, 320#, 400#, 600# e P1200, nesta sequência, para desbaste grosseiro até acabamento mais fino. Sequencialmente, as amostras foram polidas em politriz automática, utilizando líquido abrasivo e panos para polimento com 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ .

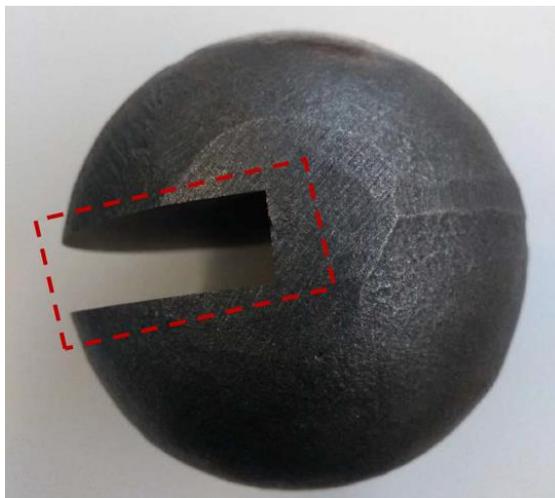


Figura 15 - Região de corte para obtenção das amostras utilizadas no ensaio de dureza.

As medições de dureza Rockwell C foram feitas utilizando o seguinte procedimento ASTM E18-20 e utilizando o durômetro Wilson, modelo 4 JR. Os ensaios foram feitos em duplicata, seguindo o mesmo padrão de identificação utilizado no ensaio de espectrometria. Para cada uma das amostras, a dureza foi avaliada em 52 pontos, equidistantes 5 mm entre si e distribuídos conforme mostra a Figura 16.

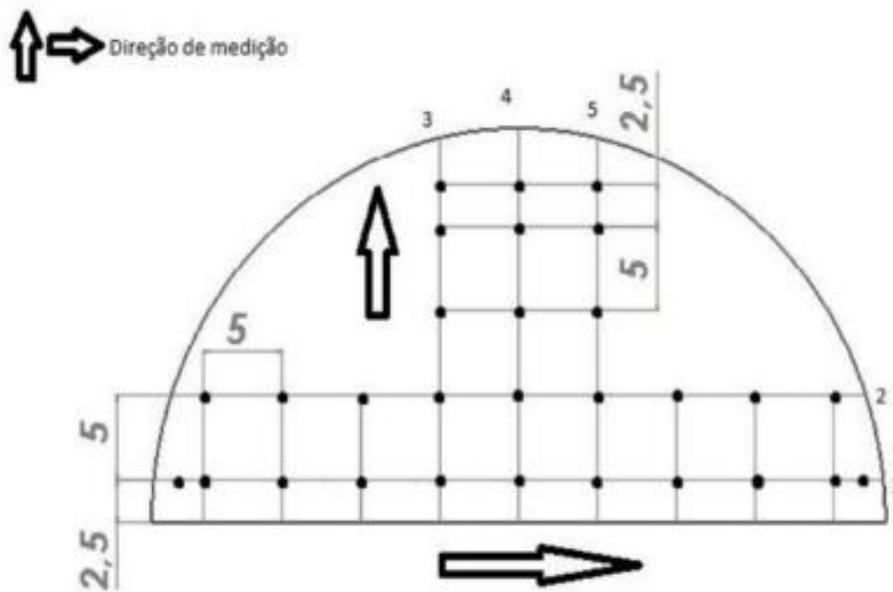


Figura 16 - Distribuição dos pontos para medição de dureza nas amostras

Por fim, para a avaliação da microestrutura dos corpos moedores, amostras foram retiradas dos semicírculos, embutidas e submetidas a ataque eletrolítico com ácido oxálico. Mediante a utilização do microscópio óptico Olympus BX41, três regiões diferentes em cada amostra foram analisadas: **1.** Superfície do raio; **2.** Metade do raio; **3.** Centro da esfera (Figura 17). Em relação as ampliações, quatro aumentos foram utilizados: 100, 200, 500 e 1000x.

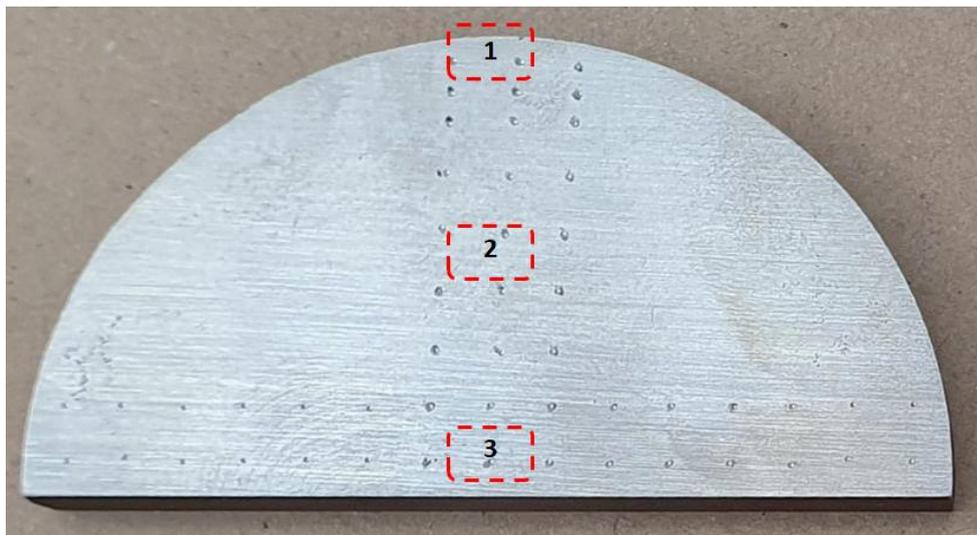


Figura 17 - Regiões analisadas através do ensaio de metalografia: 1. Superfície do raio; 2. Metade do raio; 3. Centro da esfera.

### 4.3 Ensaio de abrasão por tamboreamento – método SSAB

Os ensaios de abrasão por tamboreamento foram realizados em parceria com MIB (Materials Institute of Brazil), localizado em São Carlos – SP e o equipamento utilizado para os ensaios foi concebido pela empresa SSAB (siderúrgica global). O equipamento consiste em um tambor rotativo, no qual é possível submeter até 34 corpos de prova às mesmas condições de abrasividade simultaneamente, conforme mostra a Figura 18. Assim, 08 amostras em formato de pastilhas retangulares foram ensaiadas para cada uma das oito ligas metálicas avaliadas, sendo 04 amostras aplicadas na primeira etapa do ensaio, onde a areia de quartzo foi utilizada como abrasivo e as outras 04 foram aplicadas na segunda etapa do ensaio, tendo como meio abrasivo o minério de ferro.



Figura 18 - Imagens da máquina de tamboreamento segundo o método SSAB

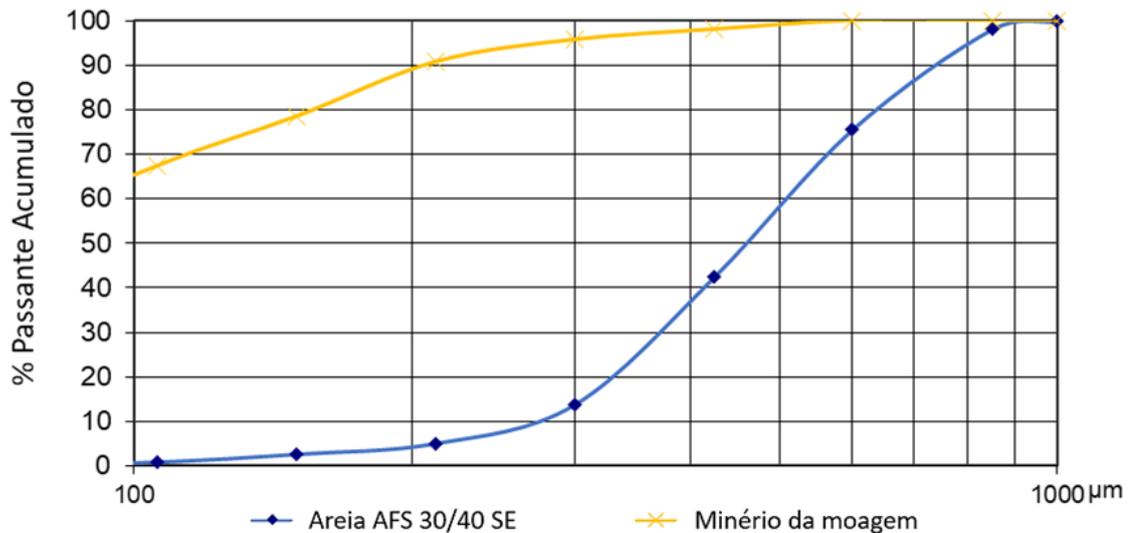
Em ambas as etapas o procedimento experimental empregado foi o mesmo, com diferença apenas em relação ao meio abrasivo: na primeira etapa as amostras foram ensaiadas utilizando a areia de quartzo AFS 30/40 SE da mineração Jundu como abrasivo e associada à água potável (de torneira). Na segunda etapa, empregou-se minério do moinho primário associado a água do processo, provenientes de uma mineradora, localizada em Itabira (MG), na proporção de 2:1 (em volume). A Tabela 2 apresenta a caracterização dos minerais utilizados como abrasivos, quanto às suas composições químicas.

Identificação	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	TiO <sub>2</sub>	CaO	MgO	Bal
Produto da Moagem primária	46,55	31,97	0,013	0,83	0,085	0,16	0,039	0,093	0,48
Areia quartzosa Industrial Jundu		99,5							0,5

Tabela 2 - Composição química dos abrasivos

No processo de beneficiamento de minérios, como o minério de ferro, diversas técnicas analíticas podem ser utilizadas para a caracterização química das amostras. Para esta pesquisa foi utilizado o método espectrometria de fluorescência de raios X (XRF), do inglês *X-ray Fluorescence*. Essa é uma técnica amplamente utilizada para análise elementar de minérios, permitindo a identificação e quantificação de óxidos metálicos, como Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, entre outros. Já o Gráfico 1 apresenta a distribuição granulométrica dos abrasivos utilizados nos ensaios.

Gráfico 1 - Curva granulométrica dos abrasivos utilizados no ensaio de tamboreamento



O Gráfico 1 apresenta a análise granulométrica dos dois abrasivos utilizados nos ensaios: areia de quartzo (AFS 30/40 SE) e minério de ferro (da moagem). A análise é baseada na fração passante acumulada (%) em função do diâmetro das partículas (µm). Para a areia de quartzo (linha azul), a curva mostra uma granulometria mais grossa, com menor fração de partículas finas (<100 µm). O acúmulo de partículas finas aumenta gradativamente, atingindo 100% para partículas maiores, próximo a 1000 µm, indicando que a areia tem uma distribuição granulométrica menos uniforme, com maior variação de tamanho das partículas e com predominância de partículas maiores. Já o minério de ferro (linha amarela), apresenta uma curva mais inclinada, indicando maior quantidade de partículas finas (<200 µm), a distribuição é mais

uniforme, com grande parte do material acumulado em tamanhos menores, o que sugere maior fragmentação durante a moagem.

Como forma de preparação para iniciar os ensaios, os corpos de prova foram extraídos dos corpos moedores via eletroerosão e submetidos a lixamento na superfície de interesse (região exposta aos abrasivos). Para o processo de lixamento utilizou-se uma lixadeira rotativa na seguinte sequência: primeiramente com uma lixa de granulometria grosseira de 80#; em seguida em lixas d'água de granulometria média de 120#; e finalmente em lixas de granulometria finas de 240# e de 400#. Em ambas as etapas as amostras foram ensaiadas por 336h (2 semanas), sendo os resultados em perda de volume colhidos no intervalo de uma semana e ao final do tempo total.

A superfície de exposição das amostras ao meio abrasivo, foi concebida nas dimensões de 60mm x 35mm. A Figura 19 ilustra do dimensional das amostras e seu modo de posicionamento no interior do tambor.

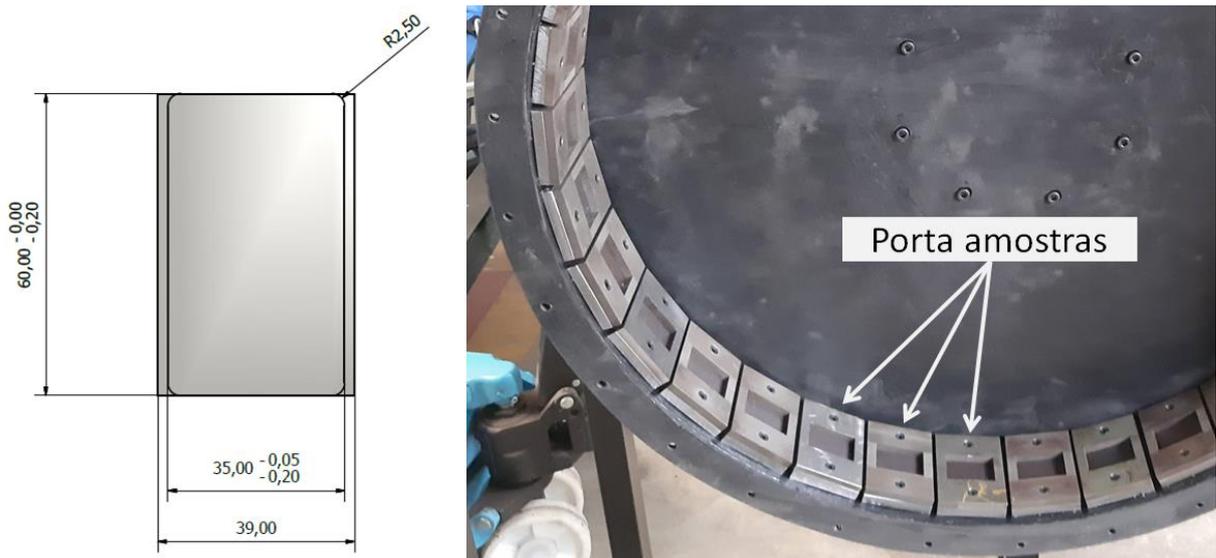


Figura 19 - Representação das amostras e porta amostras no interior do tambor

A fim de evitar padrões preferenciais de desgaste associados às características de resistência dos materiais ensaiados, as amostras foram dispostas em sequência e de forma aleatória, conforme mostra a Figura 20.



Figura 20 - Disposição das amostras dos oito tipos de materiais dentro do tambor (04 amostras de cada material)

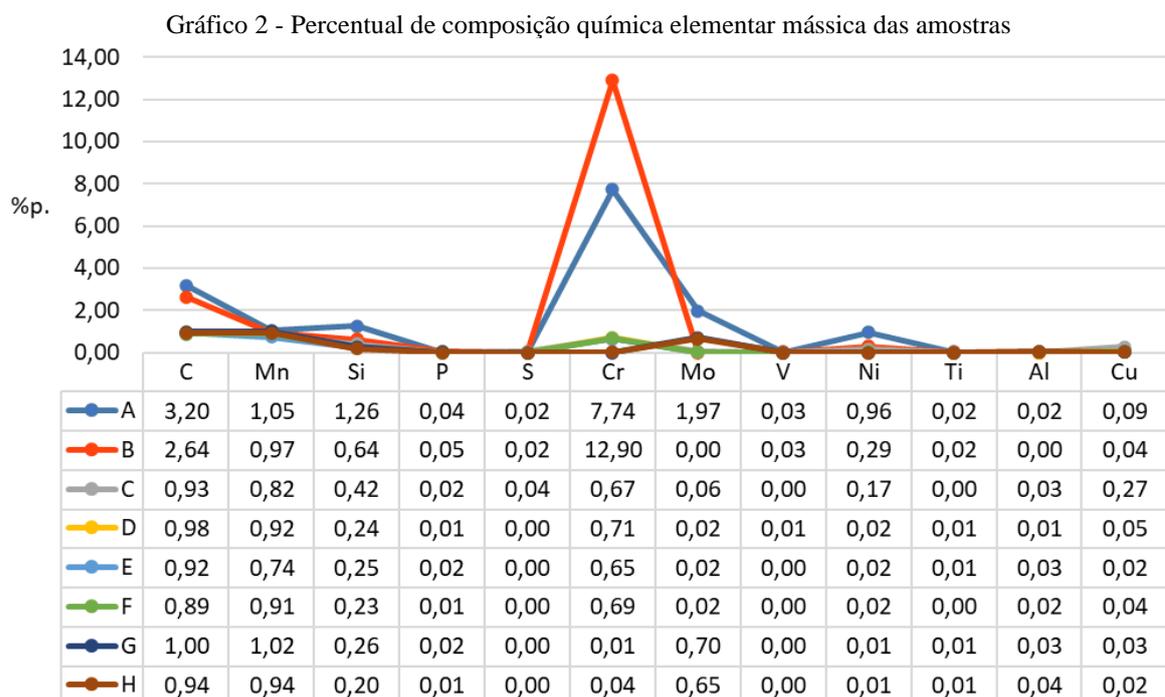
Diante dos procedimentos descritos, a metodologia adotada neste estudo foi planejada para garantir a precisão e a reprodutibilidade dos resultados. A combinação das técnicas selecionadas e das etapas detalhadas possibilitou a obtenção de dados alinhados aos objetivos propostos. No próximo capítulo, serão apresentados e discutidos os resultados obtidos, analisando suas implicações e relevância para a pesquisa.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados e discussões apresentados a seguir serão divididos em três seções, que correspondem à sequência dos ensaios e análises realizadas. Na primeira seção são apresentados os resultados de caracterização, descrevendo as ligas quanto as suas composições químicas, microestruturas e perfis de dureza. A segunda seção, aborda os resultados dos ensaios de abrasão por tamboreamento, apresentando as perdas volumétricas médias exibidas por cada material, o desvio padrão associado à perda de massa (mg) das amostras de cada tipo de material e a classificação de desempenho dos materiais frente aos dois meios abrasivos em que foram submetidos. Por fim, a terceira seção avalia o aspecto superficial das amostras por imagens de MEV após o desgaste abrasivo, bem como suas correlações com os ensaios de caracterização dissertados na seção anterior.

### 5.1 Caracterização das amostras

Tratando-se da composição química das oito amostras de distintas ligas metálicas, o Gráfico 2 destaca as porcentagens relativas de seus principais elementos constituintes. Cada amostra representa uma combinação de metais, onde os materiais A e B foram fabricados com ligas de ferro fundido e elevados percentuais de cromo, já os demais compreendem ligas de aços carbono variando nas proporções de elementos de liga em baixos teores.



Em análise geral à composição química dos materiais, a liga A, se destaca pelo alto teor de carbono, além de apresentar percentuais elevados silício, cromo e molibdênio, enquanto a liga B, se diferencia com o maior teor de cromo dentre todas as ligas. Os materiais A e B, podem oferecer melhor resistência à abrasão e corrosão – explicado pelo efeito de proteção gerado pelo cromo e pelo alto teor de carbono, o qual resulta em uma densidade de carbonetos dispersos na matriz que elevam a resistência do material ao desgaste. Já as ligas C, D, E, F, G e H, com menores teores de carbono e cromo, são classificadas como aços carbono ou de baixa liga, que para essa análise, o material C é o único aço carbono fabricado pelo método de fundição, as demais amostras foram obtidas através de corpos moedores forjados. A escolha entre ferros fundidos de alta liga e aços carbono tratados termicamente depende das condições de aplicação, sendo os primeiros ideais para alta abrasão e corrosão, e os últimos para maior resistência ao impacto.

Em relação a análise individual dos materiais, os resultados de espectrometria para as amostras A1 e A2 contidos na Tabela 3 mostram que o corpo moedor A possui um teor de 3,2%p. de carbono solubilizado no ferro, sendo assim classificado como um ferro fundido. Destaque para a adição de cromo, com teores médios de 7,67%p., originando carbonetos de Cr primários e secundários em matriz predominantemente martensítica, conforme mostra a descrição microestrutural das amostras nas Figuras 21 e 22.

Tabela 3 – Percentual de composição química elementar mássica das amostras A1 e A2

Identificação	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Ti	Al	Cu	Fe
A1	3,2	1,05	1,26	0,038	0,018	7,74	1,97	0,026	0,96	0,021	0,02	0,09	Bal
A2	3,21	1,01	1,25	0,038	0,017	7,6	1,88	0,026	0,95	0,02	0,02	0,09	Bal

A ausência da grafita na microestrutura das amostras A1 e A2, com todo o carbono presente na forma de carbonetos permite classificar o material como um ferro fundido branco. Destaque para a presença de alguns microdefeitos nas amostras (Figuras 21 e 22).

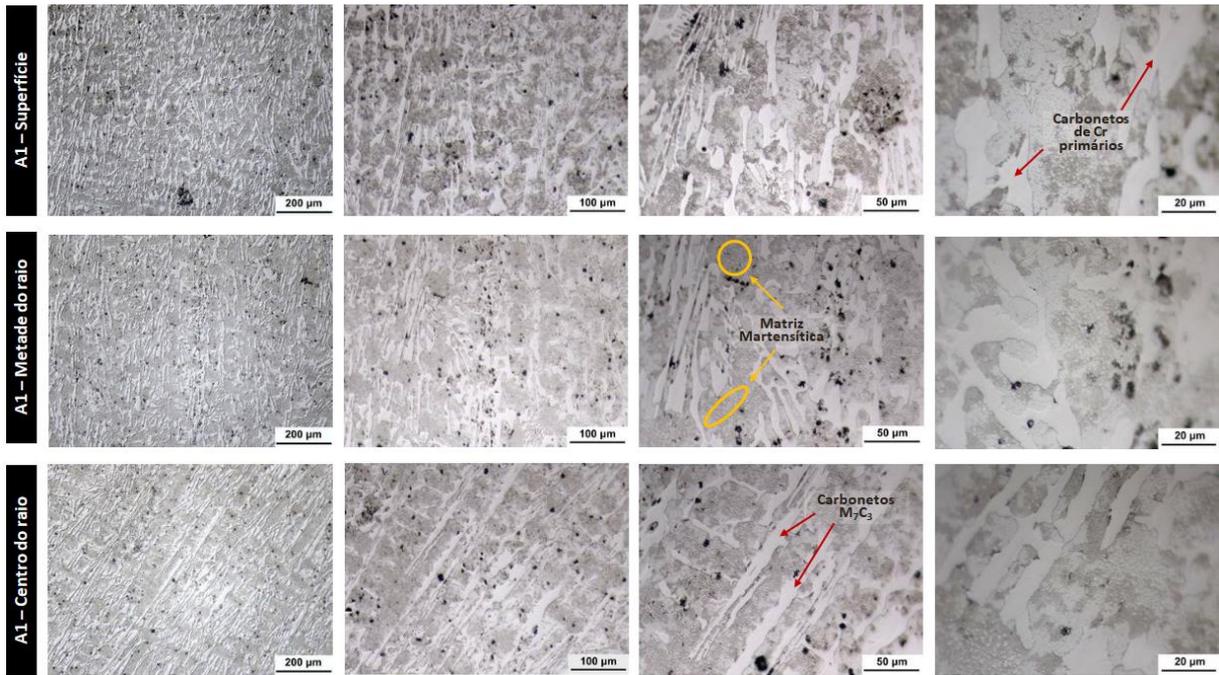


Figura 21 - Micrografia óptica da amostra A1

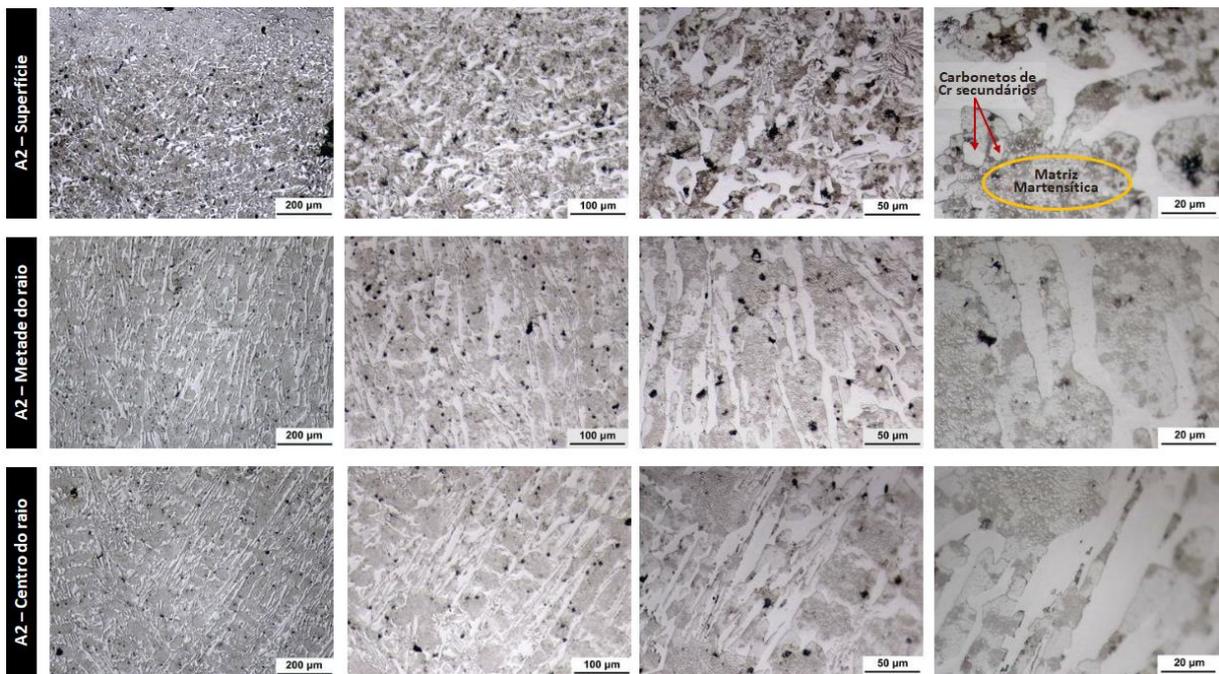


Figura 22 - Micrografia óptica da amostra A2

No que tange aos resultados de dureza, a Figura 23 mostra que as medições para as amostras A1 e A2 variam entre 59 HRC e 62 HRC. Os valores máximos de dureza são encontrados no centro e na superfície da amostra, com pequenas reduções de dureza ao atingir-se a metade do raio da esfera (amostra A1).

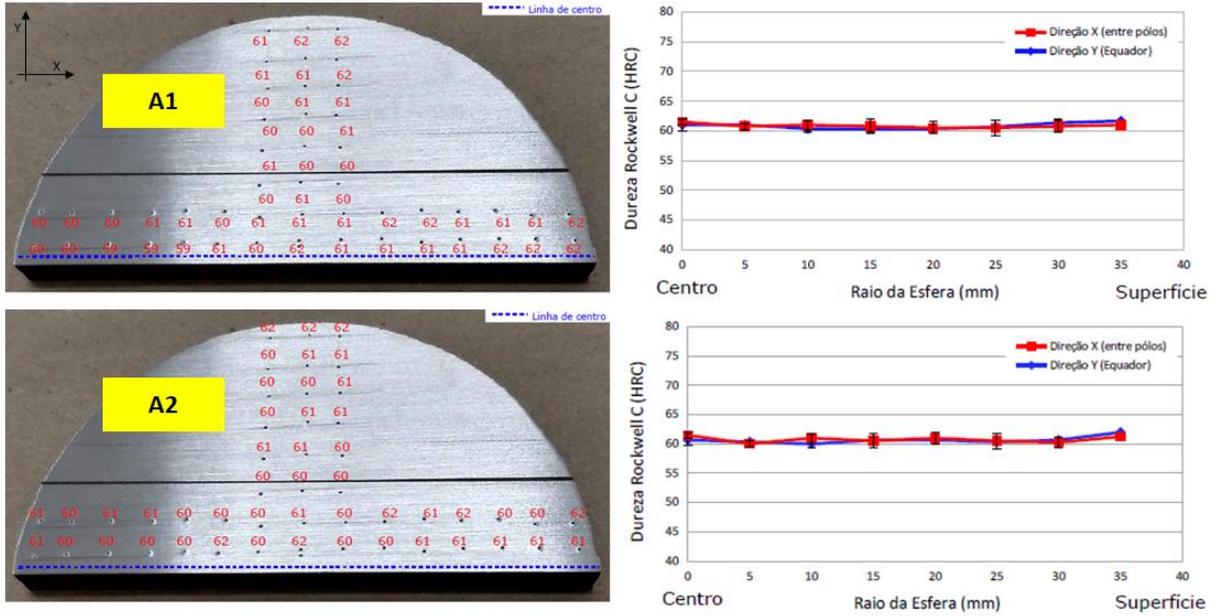


Figura 23 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras A1 e A2

Assim como a amostra A, os resultados de composição química para as amostras B1 e B2 permitem classificar a amostra B como um ferro fundido (Tabela 4). A amostra B possui um teor médio de 2,62%p. de carbono, sendo esse valor este inferior ao da amostra A (3,2%p. C). Quanto a adição de elementos de liga, o cromo se destaca como elemento majoritário, com valores médios de adição de 12,9%p., que são superiores aos teores de adição desse elemento na amostra A (7,67%p. Cr).

Tabela 4 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras B1 e B2

Identificação	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Ti	Al	Cu	Fe
B1	2,64	0,97	0,64	0,046	0,02	12,9	0,002	0,033	0,29	0,022	0,002	0,04	Bal
B2	2,59	0,96	0,61	0,045	0,018	12,8	0,002	0,032	0,32	0,023	0,003	0,04	Bal

A partir da análise microestrutural das amostras B1 e B2, contidas nas Figuras 24 e 25, é perceptível a presença de carbonetos de Cr primários e secundários em matriz predominantemente martensítica. A presença de carbonetos de Cr primários na amostra B é visualmente menor do que a exibida na amostra A. A ausência da grafita e o alto teor de cromo adicionado determinam a classificação do material B como um ferro fundido branco de alto cromo.

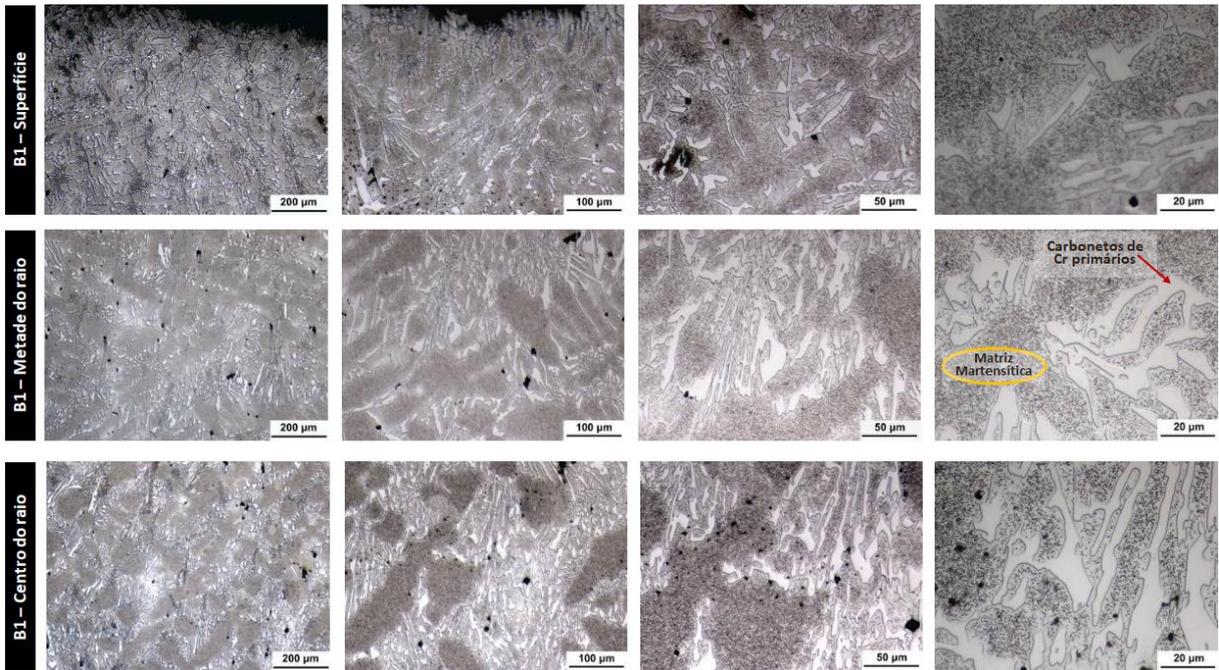


Figura 24 - Micrografia óptica da amostra B1

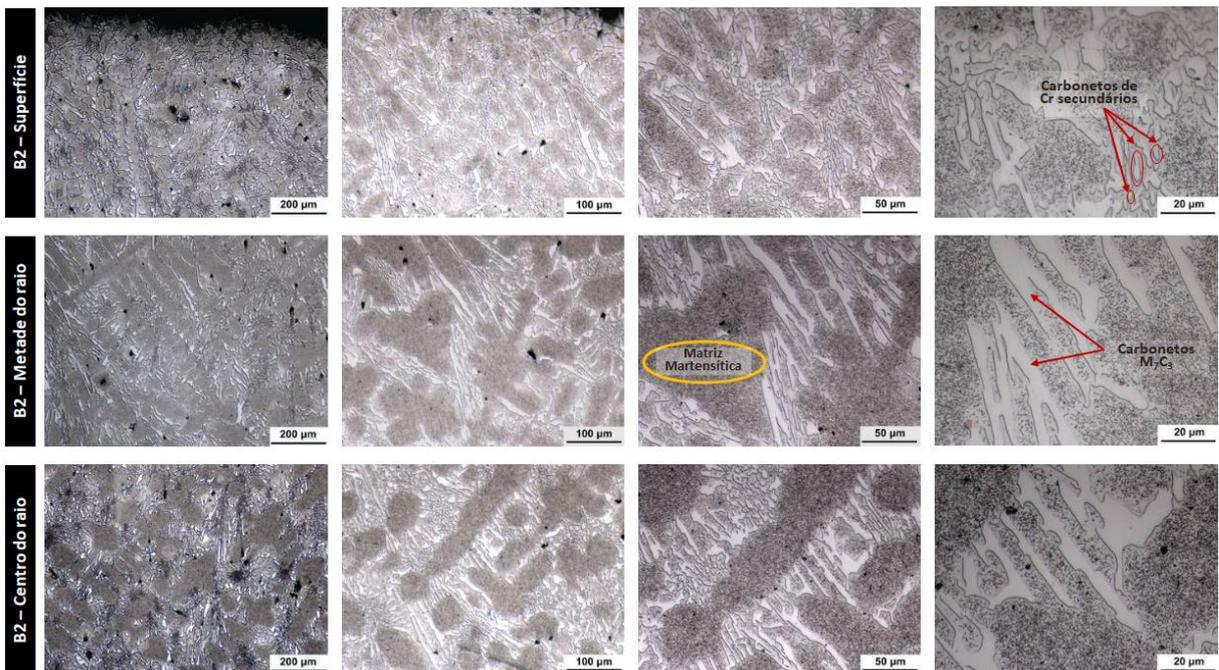


Figura 25 - Micrografia óptica da amostra B2

Os valores de dureza da amostra B variaram entre 67 HRC e 69 HRC, sendo superiores aos encontrados para a amostra A (59 HRC e 62 HRC). A medição de 67 HRC foi encontrada em apenas um ponto, na superfície da amostra B1, conforme ilustrado na Figura 26. A maioria dos pontos medidos apresenta dureza de 69 HRC, que quando plotados em um gráfico, se assemelham a uma linha reta, demonstrando assim a estabilidade do tratamento térmico.

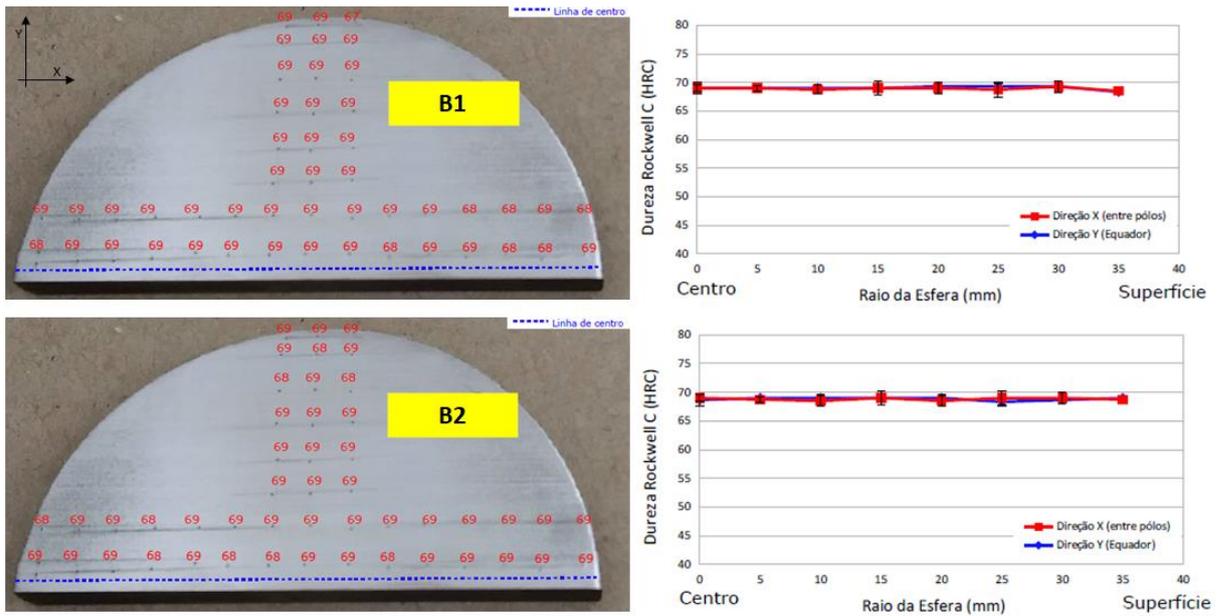


Figura 26 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras B1 e B2

Para a amostra C, os resultados apresentados na Tabela 5 mostram que o material é compatível com um aço de alto teor de carbono e baixa liga - média de 0,94%p. C e adição de cerca de 2,5%p. em elementos de liga.

Tabela 5 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras C1 e C2

Identificação	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Ti	Al	Cu	Fe
C1	0,93	0,82	0,42	0,023	0,041	0,67	0,056	0,004	0,17	0,003	0,03	0,27	Bal
C2	0,94	0,81	0,42	0,023	0,043	0,66	0,061	0,004	0,17	0,002	0,03	0,27	Bal

Em termos da microestrutura, a partir das imagens das Figuras 27 e 28 nota-se que a superfície das amostras C1 e C2 é constituída de martensita. Na posição da metade do raio e no centro a microestrutura possui matriz martensítica com ilhas de perlita e pequenas frações de austenita retida.

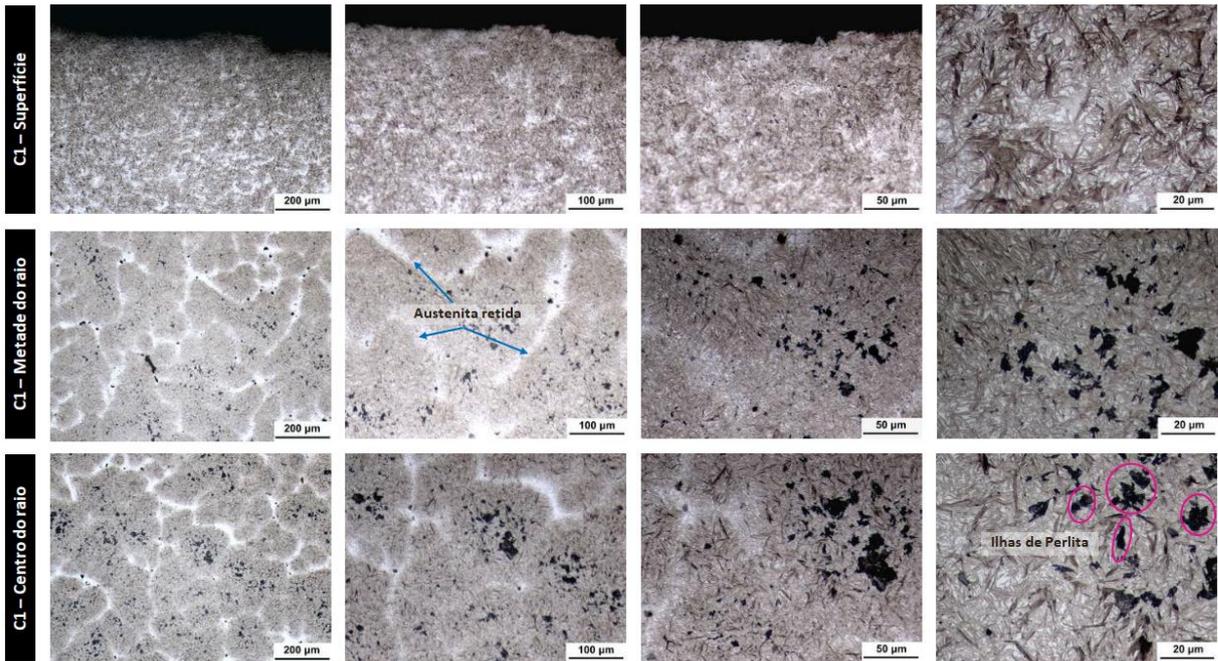


Figura 27 - Micrografia óptica da amostra C1

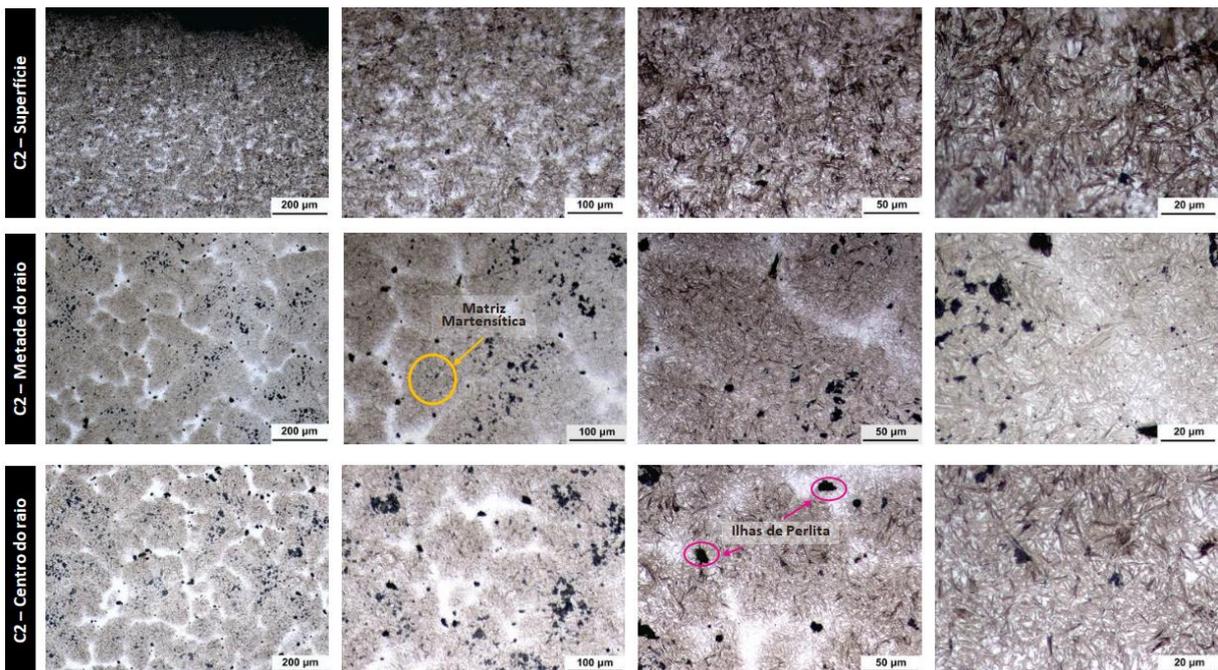


Figura 28 - Micrografia óptica da amostra C2

Durante o ensaio de dureza, os resultados para a amostra C variaram entre 63 – 66 HRC. Comparando-se os valores obtidos entre as diferentes regiões da amostra, os gráficos plotados na Figura 29 mostram que os valores de dureza na superfície são ligeiramente superiores aos obtidos no centro das amostras. Para a amostra C1, as medições nos eixos X e Y resultaram em linhas semelhantes, que se sobrepõem. Já para a amostra C2, na direção X nota-se uma

redução nos valores de dureza à medida que o gráfico avança do centro até o meio raio da esfera enquanto, para a direção Y ocorre o inverso – há um aumento da dureza partindo-se do centro até o meio raio da esfera.

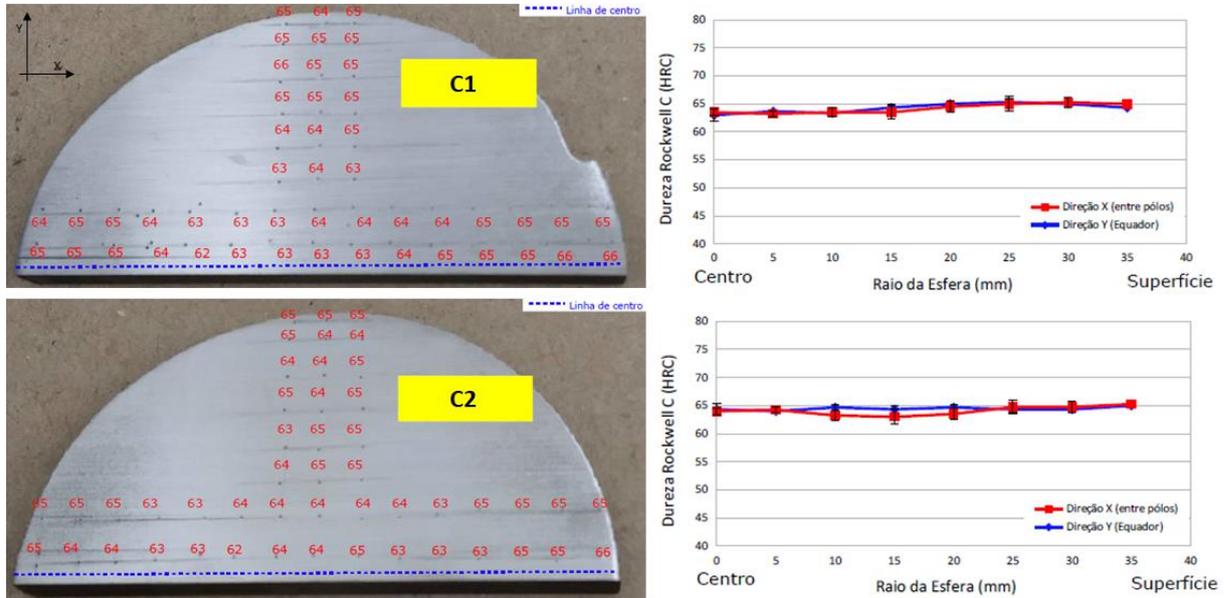


Figura 29 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras C1 e C2

Para a amostra D, os valores de composição química contidos na Tabela 6 permitem incluir a amostra na mesma categoria da amostra C: aço alto carbono (1% C) e de baixa liga (2,0% de adição de outros elementos).

Tabela 6 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras D1 e D2

Identificação	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Ti	Al	Cu	Fe
D1	0,98	0,92	0,24	0,012	0,003	0,71	0,024	0,008	0,02	0,006	0,01	0,05	Bal
D2	1,01	0,93	0,23	0,011	0,002	0,71	0,025	0,008	0,02	0,007	0,01	0,05	Bal

Nas amostras D1 e D2, as superfícies apresentam uma microestrutura constituída de martensita e austenita retida. Na posição da metade do raio e no centro a microestrutura possui matriz martensítica com ilhas de perlita e pequenas frações de austenita retida. As características de microestrutura para o material D são observadas nas Figuras 30 e 31 e a presença de austenita retida e de ilhas de perlita indicam que o resfriamento da amostra não foi realizado de forma adequada.

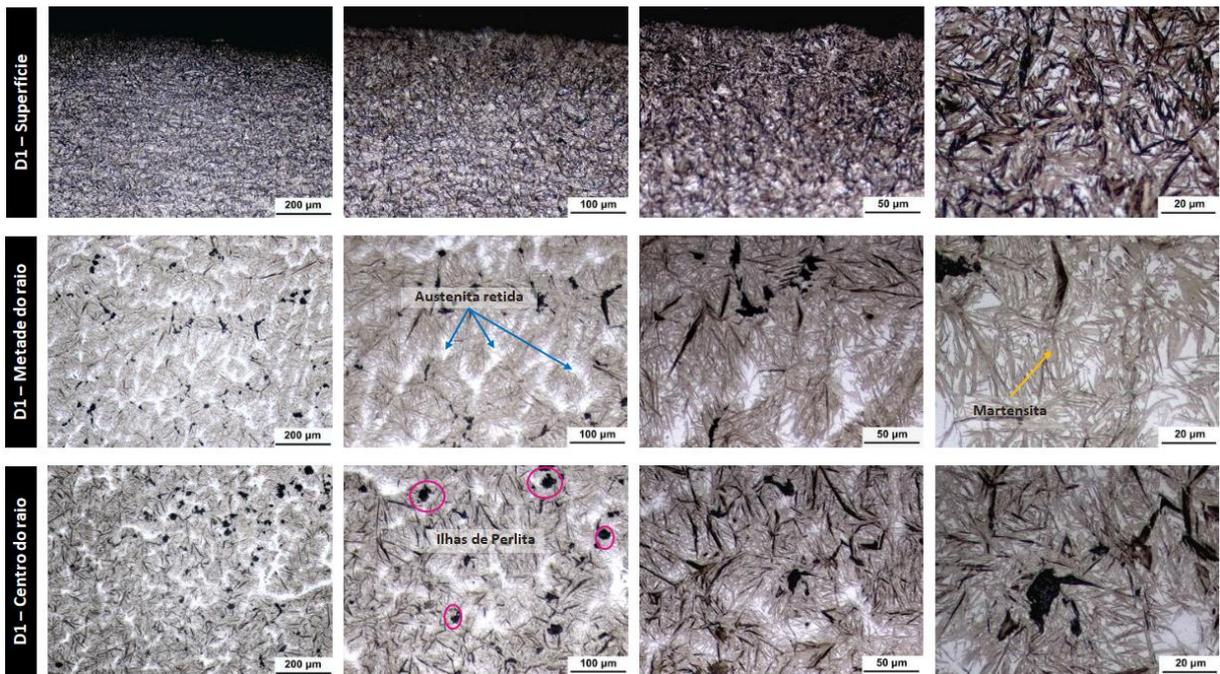


Figura 30 - Micrografia óptica da amostra D1

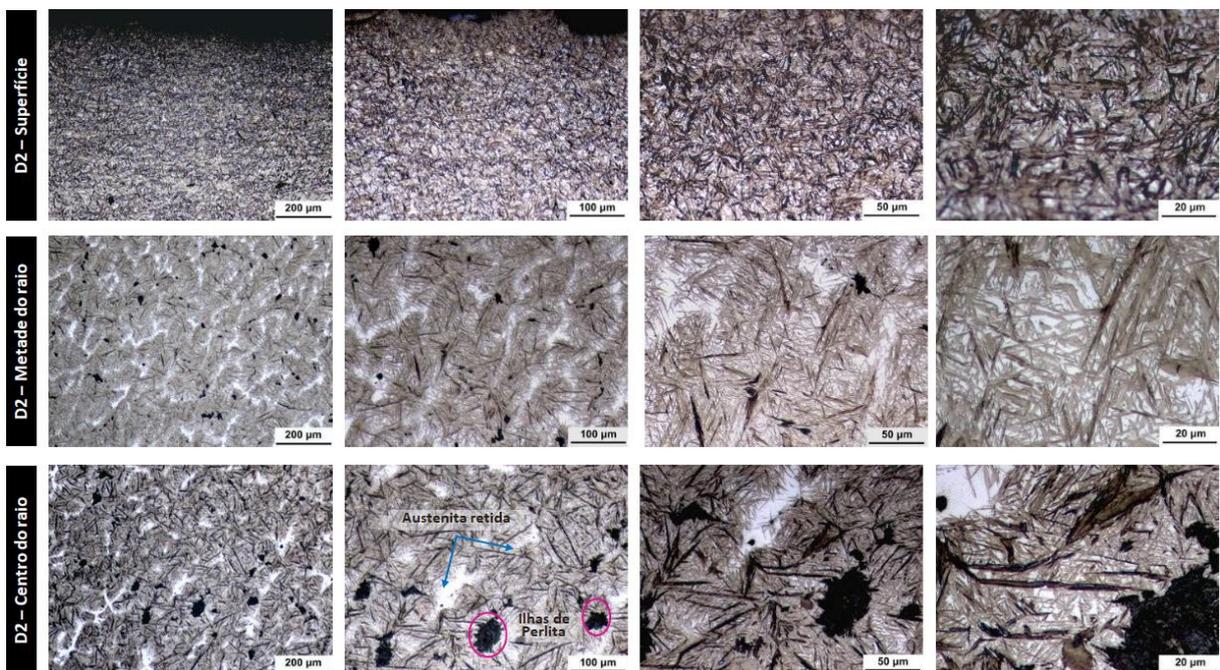


Figura 31 - Micrografia óptica da amostra D2

As durezas obtidas para as amostras D1 e D2 variaram entre 53 HRC e 64 HRC, com uma variação de 9 HRC, quando realizada a subtração entre o maior e menor valor medido. Essa amplitude de variação foi a maior encontrada dentre todas as amostras, sendo um indicativo da baixa qualidade do tratamento térmico empregado pelo fabricante. Assim como

observado para a amostra C, a dureza medida na superfície da amostra D é superior à medida no centro.

Na direção X, entre 0 mm e 10 mm (Figura 32) um comportamento não antes observado nas outras amostras é perceptível: a dureza aumenta nos pontos medidos entre 0 – 5 mm e, na sequência há uma queda nos valores medidos entre 5 mm e 10 mm. Ao contrário das amostras A, B e C, os gráficos plotados para a amostra D, tanto na direção X quanto na direção Y não se apresentam como linhas retas, sendo possível identificar vários pontos onde ocorre mudança da inclinação, sendo esse mais um indicativo de o tratamento térmico foi ineficaz.

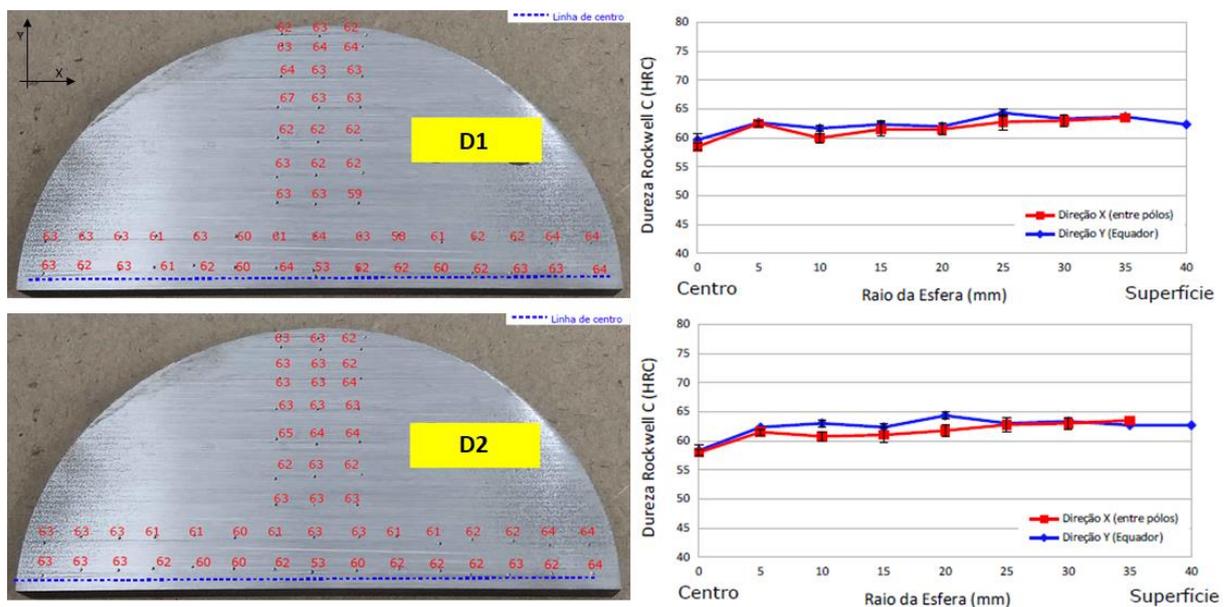


Figura 32 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras D1 e D2

Os percentuais de carbono (0,91%p. e 0,92%p. para as amostras E1 e E2) e a soma total de elementos de liga adicionados (média de 1,73%p. entre as duas amostras) permitem classificar a liga E como um aço alto carbono de baixa liga (vide composição química na Tabela 7).

Tabela 7 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras E1 e E2

Identificação	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Ti	Al	Cu	Fe
E1	0,92	0,74	0,25	0,015	0,004	0,65	0,019	0,003	0,02	0,005	0,03	0,02	Bal
E2	0,91	0,71	0,25	0,011	0,003	0,63	0,018	0,003	0,02	0,004	0,03	0,02	Bal

Na análise microestrutural das amostras E1 e E2 observa-se uma superfície constituída de martensita. Na posição da metade do raio e no centro a microestrutura possui matriz

martensítica com ilhas de perlita e pequenas frações de austenita retida, conforme Figuras 33 e 34. Comparando-se as amostras D e E pode-se inferir que o tratamento térmico realizado na amostra E é de qualidade superior ao da amostra D uma vez que a superfície da amostra E é composta em sua totalidade por martensita.

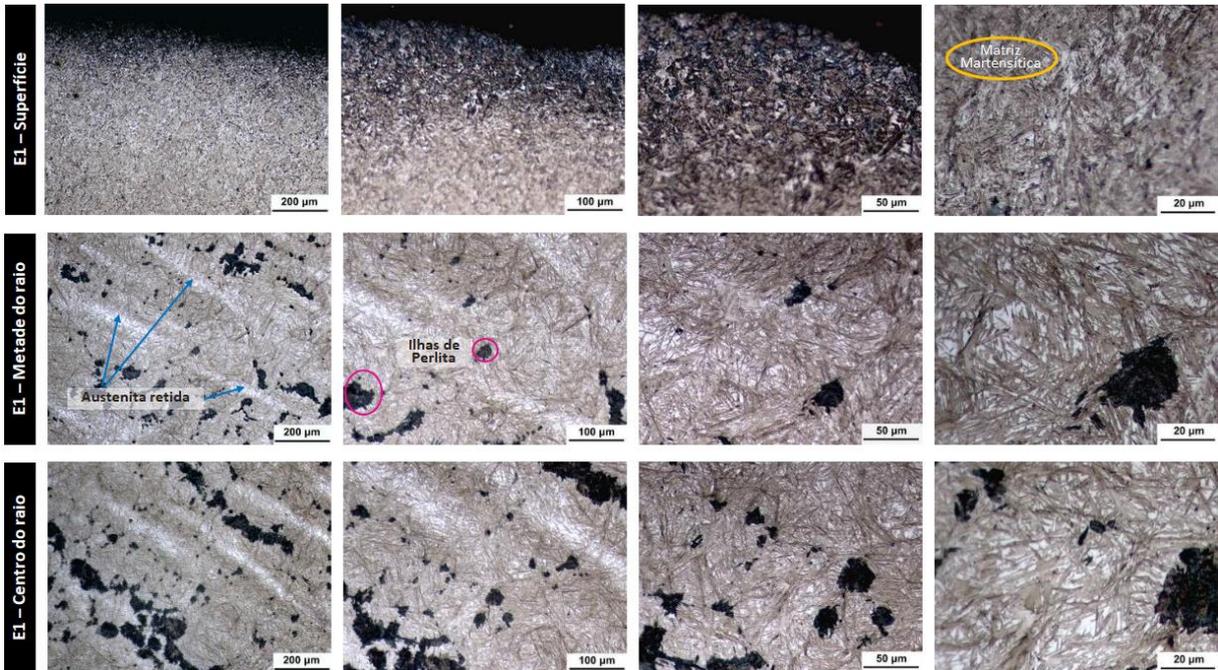


Figura 33 - Micrografia óptica da amostra E1

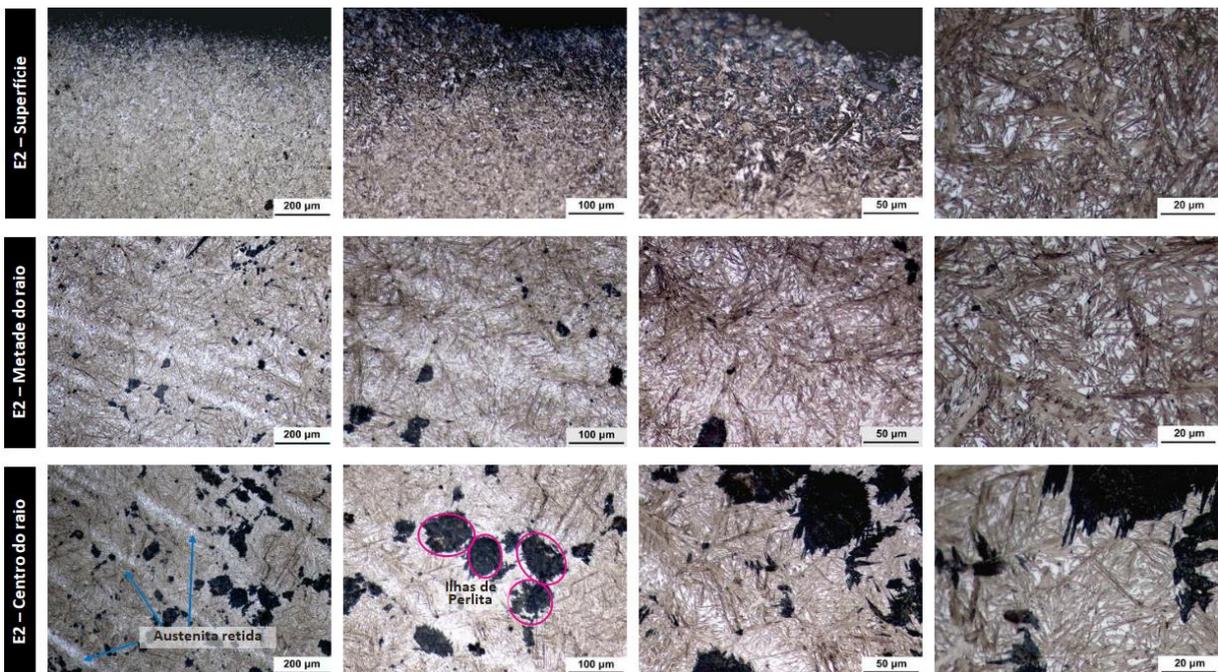


Figura 34 - Micrografia óptica da amostra E2

As medições de dureza variaram entre 62 HRC e 66 HRC conforme mostra a Figura 35. A dureza medida na superfície das amostras das amostras E1 e E2 tanto na direção X quanto na direção Y é maior do que a dureza medida no centro.

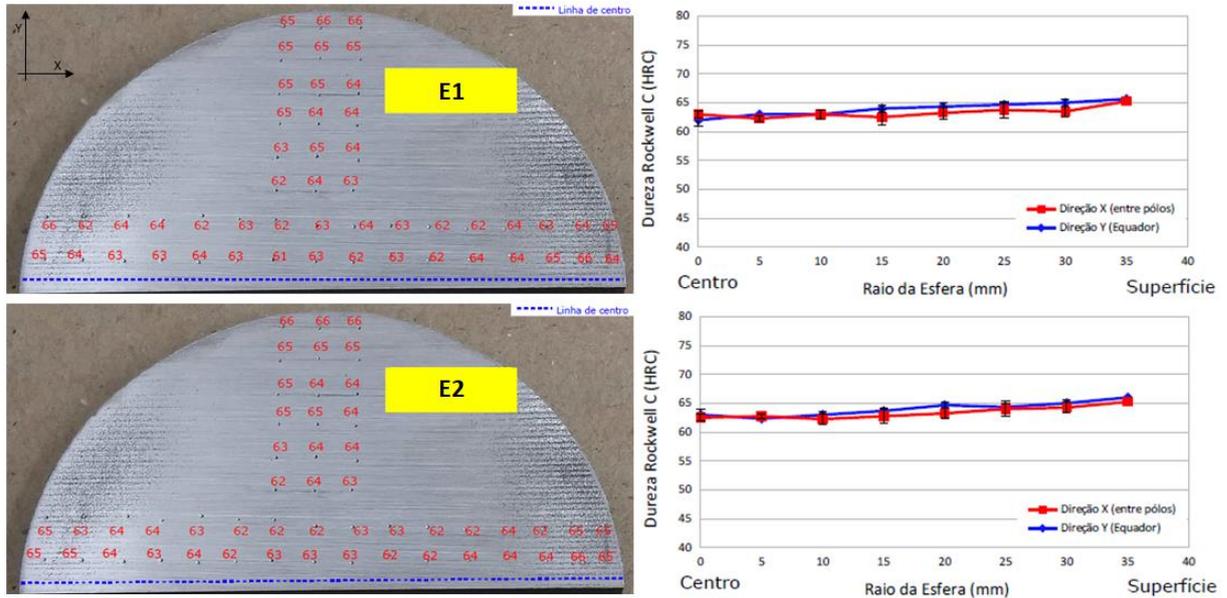


Figura 35 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras E1 e E2

Assim como as amostras C, D e E, a amostra F é referente a um aço alto carbono de baixa liga, conforme mostram os valores de carbono e dos demais elementos contidos na Tabela 8. Em média, a amostra F apresenta 0,92% C (mesmo teor contido na amostra E) e 1,98% de elementos de liga.

Tabela 8 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras F1 e F2

Identificação	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Ti	Al	Cu	Fe
F1	0,89	0,91	0,23	0,01	0,003	0,69	0,022	0,004	0,02	0,002	0,02	0,04	Bal
F2	0,94	0,94	0,23	0,011	0,003	0,71	0,022	0,004	0,02	0,002	0,021	0,04	Bal

Sobre a sua microestrutura, a amostra F é similar à da amostra D, no que tange as fases presentes. Na superfície, a amostra F é constituída de martensita e apresenta pequenas frações de austenita retida. Na posição da metade do raio e no centro a microestrutura possui matriz martensítica com ilhas de perlita e pequenas frações de austenita retida. As ilhas de perlita são mais presentes na amostra F do que na amostra D e representam um indicativo de problemas durante o resfriamento da amostra (vide Figuras 36 e 37).

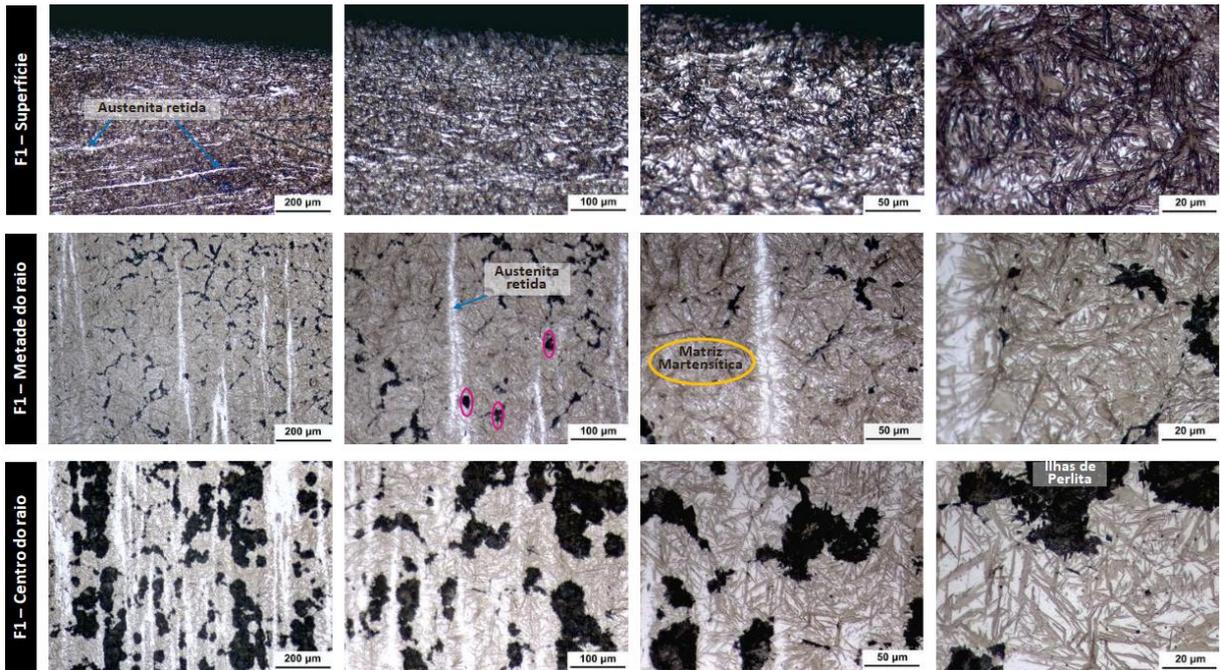


Figura 36 - Micrografia óptica da amostra F1

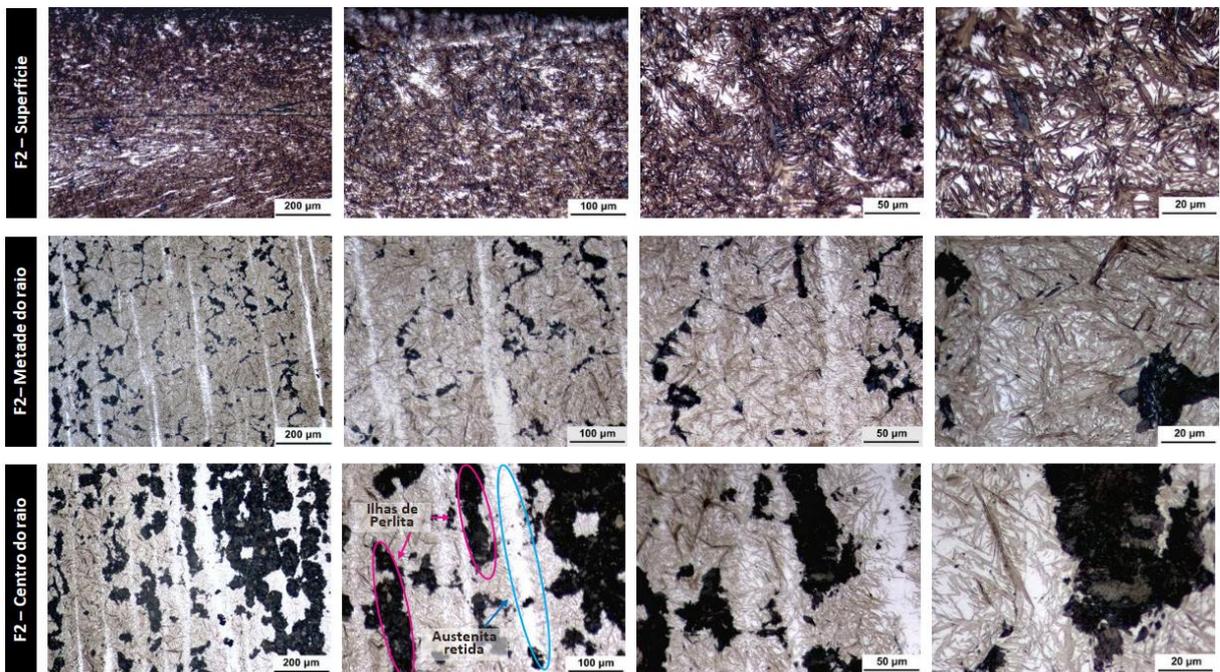


Figura 37 - Micrografia óptica da amostra F2

Em termos da dureza, os valores medidos em F1 e F2 variaram entre 57 HRC e 64 HRC (Figura 38). Tanto na direção X quanto na direção Y, a dureza na superfície é superior à do centro. Analisando-se os perfis das curvas de dureza geradas para F1 e F2 dois comportamentos completamente diferentes são perceptíveis. Para a amostra F1 na direção X, a dureza sofre uma

queda do centro da amostra (0 mm) até a distância de 5 mm, enquanto para a direção Y, o comportamento oposto é observado – a dureza cresce de 0 mm até 5mm. Entre as distâncias de 20 e 30 mm, essa mesma inversão entre durezas é observada para os eixos X e Y. Já para a amostra F2, as durezas medidas nas direções X e Y se assemelham a curvas, que se sobrepõem.

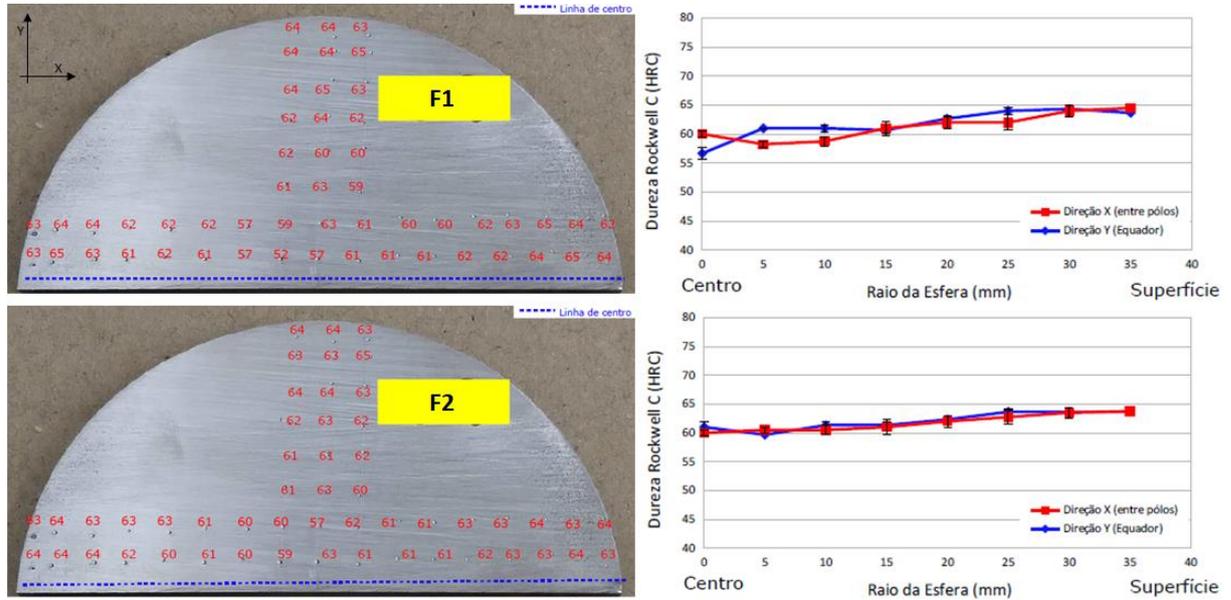


Figura 38 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras F1 e F2

A Tabela 9, mostra que as amostras G possuem um teor médio de carbono de 0,99% e adição média de elementos de liga de 2,085%. Assim como as amostras C, D, E e F, o material da amostra G é constituído de aço carbono de baixa liga.

Tabela 9 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras G1 e G2

Identificação	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	V	Ni	Ti	Mo	Al	Fe
G1	1	1,02	0,26	0,015	0,002	0,01	0,7	0,003	0,01	0,005	0,03	0,03	Bal
G2	0,98	1,02	0,25	0,016	0,002	0,01	0,71	0,003	0,01	0,004	0,03	0,03	Bal

No que tange a descrição microestrutural das amostras G, há uma diferença significativa entre os resultados obtidos para a amostra G1 (Figura 39) e os resultados obtidos para a amostra G2 (Figura 40). Para G1, a superfície é constituída de martensita fina, com uma fina camada de decarbonetação superficial. Na posição da metade do raio e no centro a microestrutura possui matriz martensítica com frações de austenita retida. Já para a amostra G2 tanto a superfície quanto a metade do raio são compostas majoritariamente por martensita fina, enquanto no centro do raio são observadas pequenas ilhas de perlita em matriz martensítica.

Sobre o processo de decarbonetação observado para a amostra G1, é importante ressaltar que, para materiais que serão submetidos ao processo de desgaste, a decarbonetação é prejudicial, uma vez que a redução do teor de carbono na camada superior do aço pode resultar em menores resistências ao desgaste.

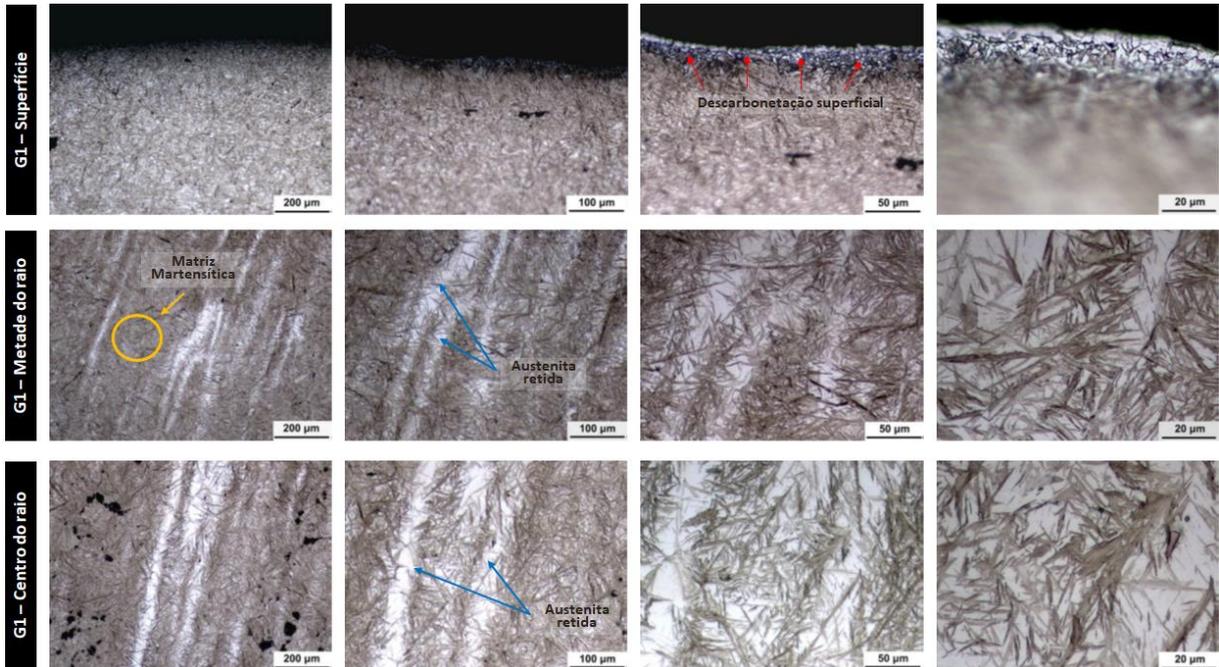


Figura 39 - Micrografia óptica da amostra G1

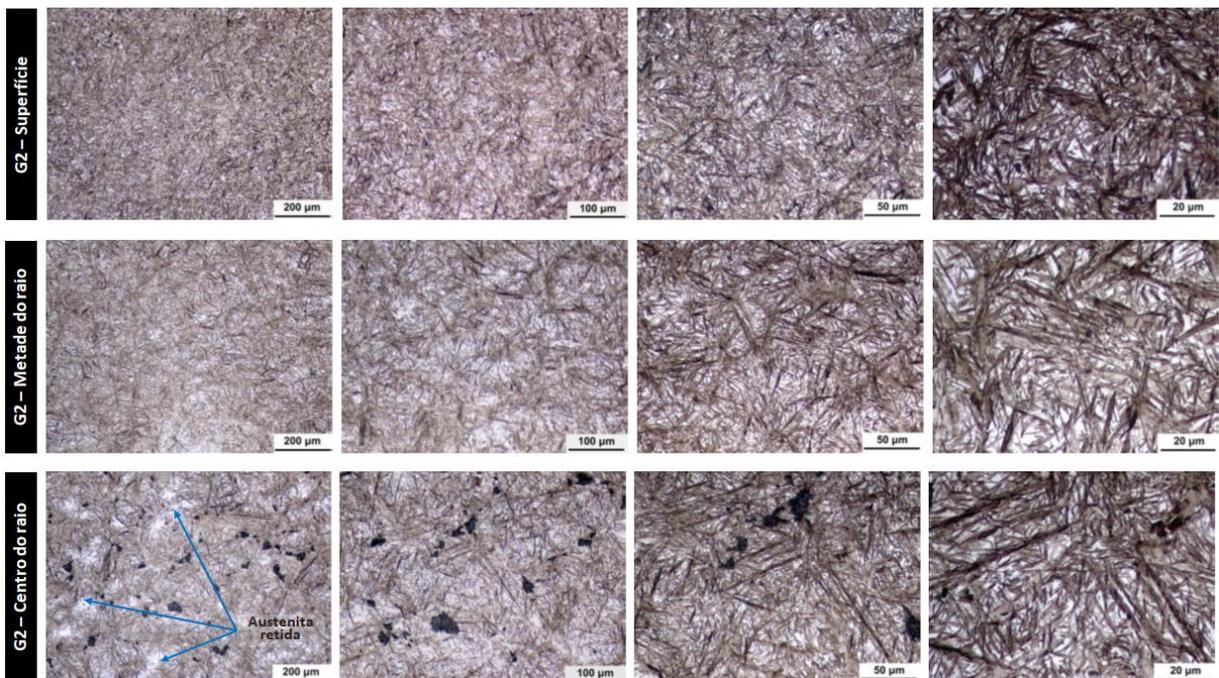


Figura 40 - Micrografia óptica da amostra G2

Sobre as durezas apresentadas na Figura 41, para a amostra G, os valores variaram entre 61 HRC e 65 HRC (resultados combinados entre as duas amostras). A amplitude de variação da dureza é menor na amostra G2, quando comparada com a amostra G1. A diferença de variabilidade dos dados resulta em gráficos com perfis diferentes para as duas amostras: para a amostra G2 os dados das direções X e Y se sobrepõem, se assemelhando a retas, com durezas medidas na superfície superiores às medidas no centro. Já para a amostra G1, a dureza na superfície foi menor que a do centro para a direção Y e maior para direção X. Entre as distâncias de 10 – 25 mm, um comportamento contrário também é observado entre as direções X e Y – há uma queda de dureza na direção X e um aumento na direção Y.

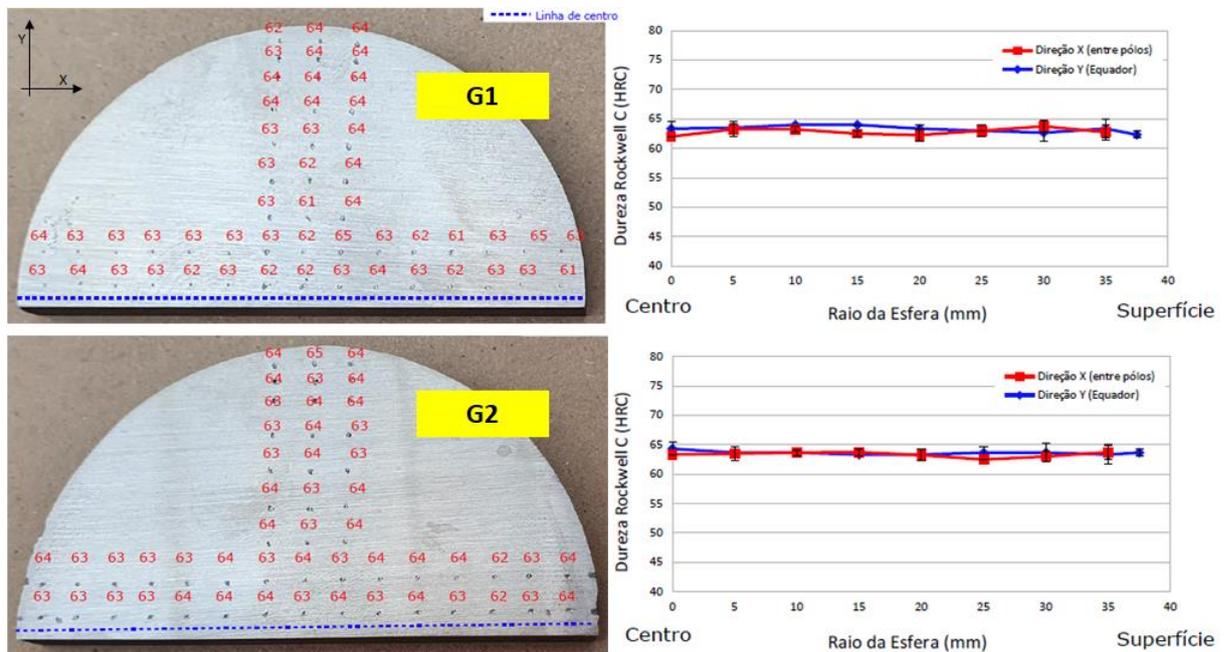


Figura 41 - Resultados das medições de dureza realizadas nas amostras G1 e G2

Por fim, para a amostra H, os resultados da espectrometria para as amostras H1 e H2 contidos na Tabela 10 também permitem que essa liga metálica seja classificada como um aço de alto carbono baixa liga – mesma categoria na quais as amostras C, D, E, F e G foram enquadradas. Para esse aço, o teor médio de carbono obtido foi de 0,92%p. de C, com adição média de elementos de ligas de 1,95%p.

Tabela 10 - Percentual de composição química elementar mássica das amostras H1 e H2

Identificação	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	V	Ni	Ti	Mo	Al	Fe
H1	0,936	0,94	0,202	0,011	0,001	0,038	0,653	0,004	0,005	0,006	0,04	0,023	Bal
H2	0,908	0,96	0,227	0,015	0,002	0,051	0,653	0,004	0,000	0,007	0,034	0,02	Bal

Na análise microestrutural contida nas Figuras 42 e 43 observa-se a presença predominante de martensita. Ilhas de perlita são observadas no centro do raio da amostra, sendo a presença desse constituinte mais pronunciado na amostra H1. Pequenos defeitos (poros) também são observados em pequenas quantidades na metade do raio da amostra H1.

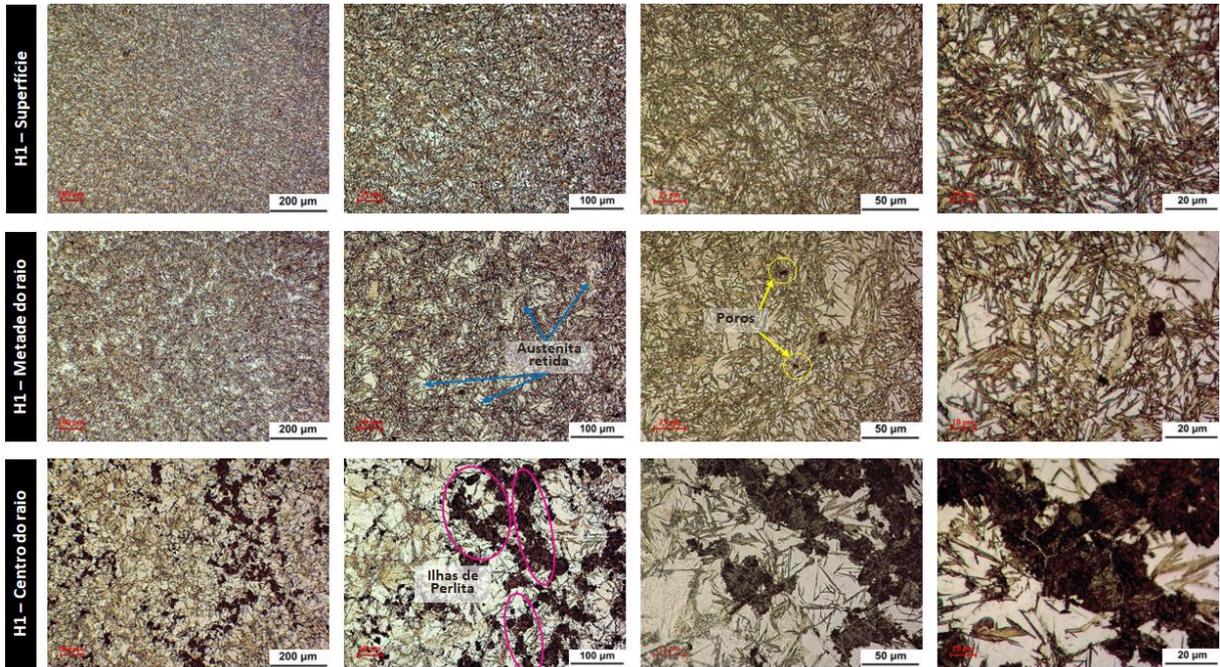


Figura 42 - Micrografia óptica da amostra H1

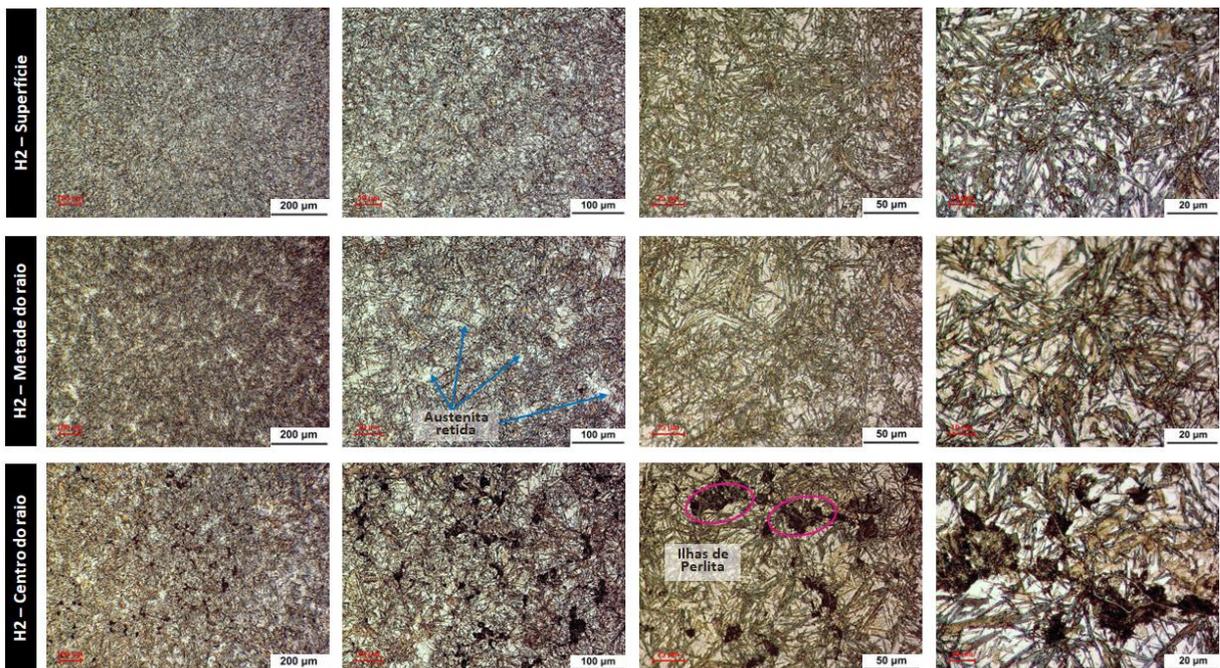


Figura 43 - Micrografia óptica da amostra H2

Em termos de dureza, as medições nas amostras H1 e H2 variaram entre 61 HRC e 63 HRC. Para a amostra H1, os resultados de dureza na superfície foram superiores aos medidos no centro, com sobreposição dos dados medidos em ambas as direções. Para a amostra H2, entre as distancias de 5 mm a 15 mm há uma diferença significativa de comportamento de dureza entre as direções X e Y. Em ambas as amostras (H1 e H2) houve uma queda na dureza à medida em que a distância avança de 5mm até 10 mm na direção Y.

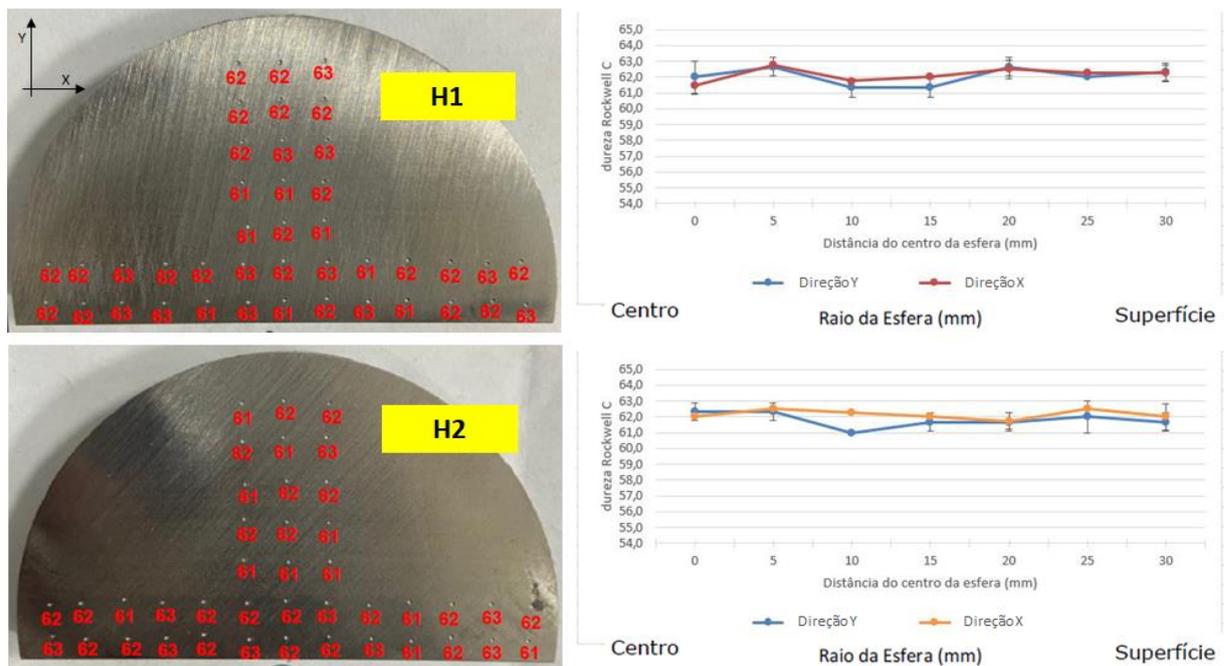


Figura 44 - Resultados das medições de dureza realizadas na amostra H1 e H2

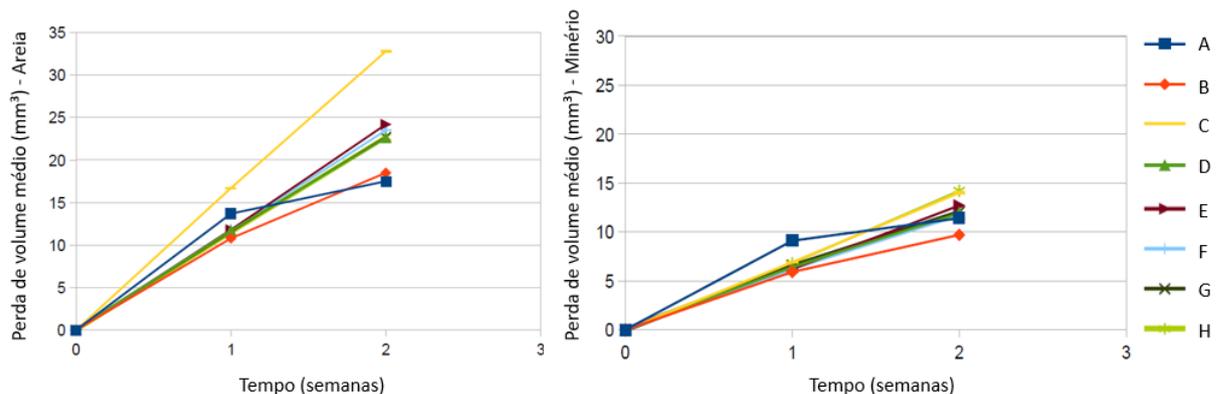
Essa seção abordou os resultados dos ensaios de caracterização dos oito materiais estudados, classificando as ligas quanto as suas composições químicas, microestruturas e perfis de dureza, bem como correlações obtidas entre essas propriedades.

## 5.2 Resultados de resistência à abrasão por tamboreamento

Os resultados de resistência à abrasão foram obtidos através da perda massa (mg) e perda de volume médio ( $\text{mm}^3$ ) encontrados nas amostras após os ensaios de tamboreamento. Também foi calculado o desvio padrão da perda de massa (mg) apresentado pelas 04 amostras de cada material. Os resultados foram tratados e plotados em gráficos comparativos aos dois meios abrasivos aplicados nos ensaios: areia de quartzo e minério de ferro.

O gráfico 3 apresenta a evolução da perda de volume médio (em  $\text{mm}^3$ ) dos oito materiais (A a H) ao longo das duas semanas de ensaios de desgaste, comparando os valores obtidos nos dois meios abrasivos utilizados.

Gráfico 3 - Resultados do desgaste abrasivo por tamboreamento entre a primeira e segunda semana de ensaios  
Perda em volume médio ( $\text{mm}^3$ ) resultante dos ensaios com areia de quartzo e minério de ferro



Observa-se que para a areia de quartzo a perda de volume médio aumenta linearmente para a maioria dos materiais, indicando uma taxa de desgaste constante ao longo das duas semanas. De forma individual é possível notar o seguinte:

- O material C (aço carbono fundido) apresentou o maior desgaste total ( $32,80 \text{ mm}^3$ ), destacando-se como o menos resistente no meio de areia e com uma taxa de desgaste significativamente superior em relação aos demais;
- O material A apresentou uma desaceleração da taxa de desgaste após a primeira semana e teve o menor desgaste acumulado ( $17,50 \text{ mm}^3$ ), seguido pelo material B ( $18,50 \text{ mm}^3$ ), sugerindo maior resistência nesse meio – essas são as ligas com maior teor de cromo;
- Os materiais D, E, F, G e H (aços carbono forjados) apresentaram comportamentos intermediários, com taxas de desgaste relativamente semelhantes.

Utilizando o minério de ferro como abrasivo, a perda de volume médio aumenta progressivamente ao longo do tempo, mas com valores absolutos menores, indicando menor agressividade do meio abrasivo. Nesse ensaio foi possível identificar que:

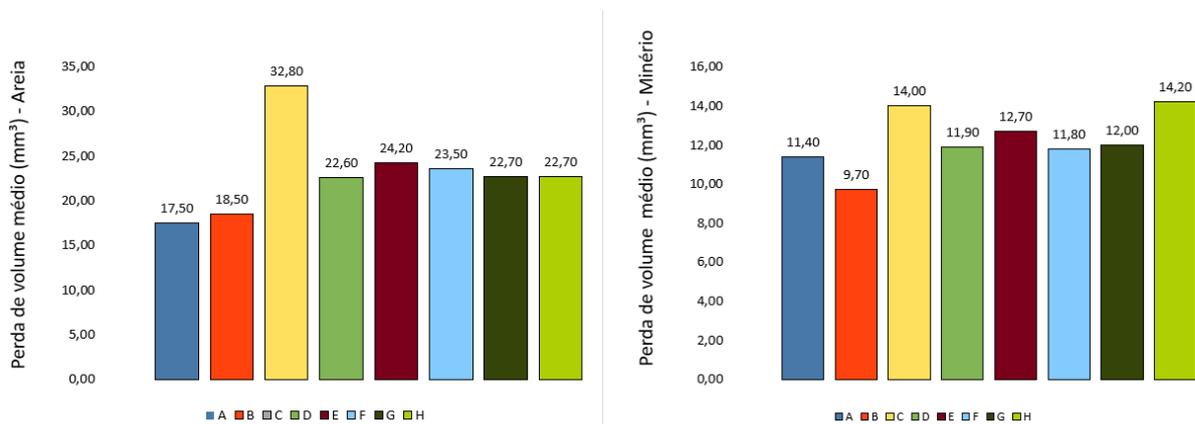
- O material B apresentou o menor desgaste acumulado ao final das duas semanas ( $9,70 \text{ mm}^3$ ), destacando-se pela resistência superior.

- O material H teve o maior desgaste em perda volumétrica média ( $14,20 \text{ mm}^3$ ), seguido pelo material C ( $14,00 \text{ mm}^3$ ), sugerindo menor resistência ao desgaste nesse meio.

Os resultados evidenciam a influência do meio abrasivo no comportamento dos materiais. A areia de quartzo promove um desgaste mais intenso e variável entre os materiais, enquanto o minério de ferro causa desgaste menos acentuado e mais uniforme. Esses dados são essenciais para a seleção de materiais em aplicações onde a resistência ao desgaste abrasivo é crítica, considerando as condições específicas de uso.

Os resultados de perda de volume médio (em  $\text{mm}^3$ ) total, acumulados nas duas semanas de duração dos ensaios são apresentados no Gráfico 4.

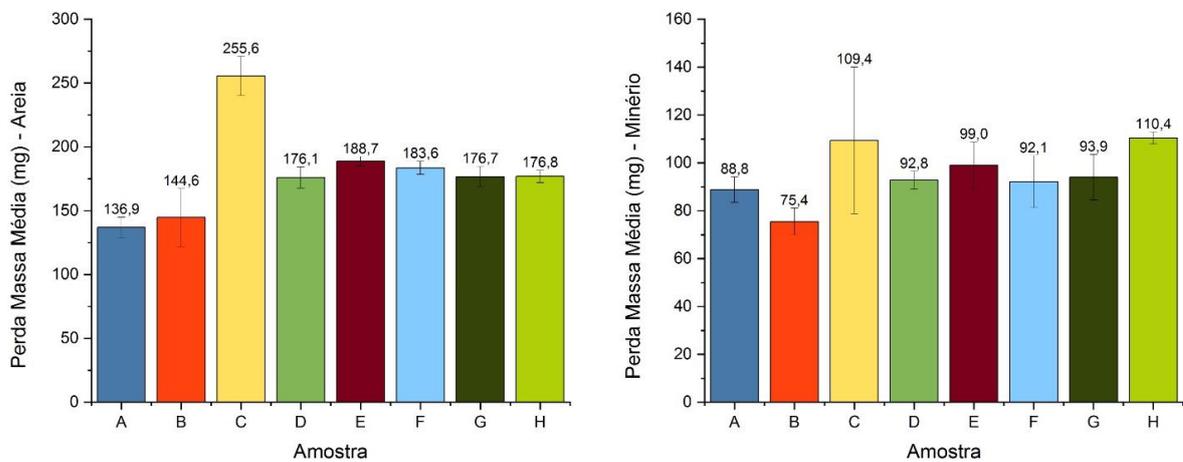
Gráfico 4 - Comparativo final de perda volumétrica média dos materiais após ensaios de desgaste em dois meios abrasivos diferentes



Considerando os resultados globais de perda volumétrica média para a areia, os materiais B e A apresentaram as menores perdas, respectivamente  $18,50 \text{ mm}^3$  e  $17,50 \text{ mm}^3$ , indicando maior resistência ao desgaste nesse meio. O material C destacou-se como o mais suscetível ao desgaste, com a maior perda volumétrica média ( $32,80 \text{ mm}^3$ ). Os demais materiais (D, E, F, G e H) apresentaram valores intermediários, com perdas variando entre  $22,60 \text{ mm}^3$  e  $24,20 \text{ mm}^3$ , indicando comportamento mais similar entre si. No meio “minério”, o material B apresentou a menor perda volumétrica média ( $9,70 \text{ mm}^3$ ), sendo o mais resistente nesse meio. Por outro lado, os materiais C e H tiveram as maiores perdas ( $14,00 \text{ mm}^3$  e  $14,20 \text{ mm}^3$ , respectivamente), mostrando menor resistência ao desgaste por minério. Os demais materiais (A, D, E, F e G) apresentaram perdas mais equilibradas, com valores entre  $11,40 \text{ mm}^3$  e  $12,70 \text{ mm}^3$ .

Estudos como o de Nayak *et al.* (2020) mostram que ligas de ferro fundido com alto cromo apresentam resistência ao desgaste superior devido à formação de carbonetos duros. Esse comportamento é corroborado pelos resultados obtidos neste estudo, que indicam que os carbonetos de cromo proporcionam uma proteção à matriz metálica, reduzindo a perda de material durante o tamboreamento. O Gráfico 5, ilustra a perda de massa média (em mg) dos oito materiais após os ensaios de desgaste, destacando os desvios padrão associados a cada resultado.

Gráfico 5 - Desvio padrão encontrado na perda de massa (mg) das quatro amostras de cada material ensaiado, em meios abrasivos diferentes



No meio “areia”, foi possível obter as seguintes interpretações:

- O material C apresentou a maior perda de massa média (255,6 mg) e o maior desvio padrão, indicando maior variabilidade nos resultados de desgaste.
- Os materiais A e B, com perdas de massa média de 136,9 mg e 144,6 mg, respectivamente, apresentaram os menores desvios padrão, sugerindo maior consistência no comportamento ao desgaste.
- Os materiais D, E, F, G e H, apresentaram valores intermediários de perda de massa e variação similar no desvio padrão, o que indica comportamento mais uniforme entre essas amostras no meio abrasivo areia.

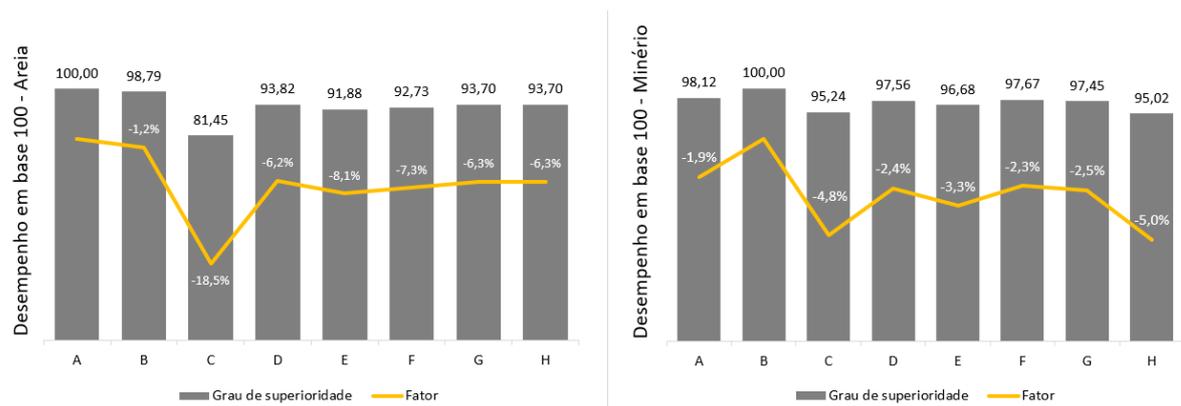
Para o meio “minério”, o desvio padrão é significativamente menor em comparação ao meio “areia”, indicando maior homogeneidade nos resultados. Neste meio, o material C, novamente, apresentou o maior desvio padrão, sugerindo maior variabilidade em sua resistência

ao desgaste. Os materiais A, B e D apresentaram os menores desvios padrão, indicando um comportamento mais estável ao desgaste pelo minério.

De forma geral, o meio “areia” apresentou maior variabilidade nos resultados de desgaste para quase todas as amostras, o que pode ser atribuído à maior agressividade e heterogeneidade do abrasivo. No meio “minério”, os valores de desvio padrão foram mais consistentes, sugerindo menor variabilidade nas condições de desgaste impostas por esse meio. Os desvios padrão indicam que o desgaste no meio “areia” é mais variável, refletindo maior sensibilidade dos materiais a esse abrasivo. Por outro lado, o meio “minério” resulta em comportamentos mais previsíveis, com desvios padrão reduzidos, embora alguns materiais, como o C, ainda apresentem variabilidade significativa em ambos os meios. Esses dados reforçam a necessidade de se considerar o tipo de abrasivo e a estabilidade do desempenho ao se avaliar materiais para aplicações em corpos moedores.

O Gráfico 6, apresenta a classificação de desempenho dos materiais em termos de resistência ao desgaste sob os dois meios abrasivos, utilizando uma base de desempenho padronizada (base 100). A análise foi feita considerando o “grau de superioridade”, que expressa a eficiência relativa de cada material em relação a uma referência. Nessa análise, a referência adotada foi o material que apresentou a maior resistência ao desgaste, ou, o melhor desempenho.

Gráfico 6 - Avaliação de resistência dos materiais em relação ao desgaste, plotados como grau de superioridade em base 100



Para o ensaio realizado com a areia, a análise aponta os seguintes resultados:

- O material A apresenta o melhor desempenho (100), sendo a referência para os demais, seguido do material B, com uma pequena variação negativa, de -1,2% em relação a A;

- O material C apresenta o menor desempenho (81,45), com uma diferença negativa expressiva de -18,5% em relação a A;
- Os materiais D, E, F, G e H apresentam desempenhos intermediários, variando de 91,88 a 93,82, com fatores percentuais negativos de -6,2% a -8,1%, mostrando uma redução progressiva na resistência ao desgaste;

Sobre o desempenho dos materiais no meio abrasivo “minério”, tem-se os seguintes pontos:

- O material B apresenta o melhor desempenho (100), tornando-se a referência nesse meio, seguido do material A, com fator de desempenho inferior a B em -1,9%;
- O material H apresenta o menor desempenho (95,02), com uma diferença negativa de -5,0%, juntamente com o material C, -4,8% inferior à referência;
- Os materiais D, E, F e G têm desempenhos relativamente próximos, variando de 96,68 a 97,67, com diferenças negativas entre -2,3% e -3,3%.

Comparando os resultados de resistência dos materiais entre os meios abrasivos, em areia, o desempenho varia mais amplamente, com C apresentando uma queda significativa em relação aos demais (-18,5%). Em minério, ocorre uma inversão do *ranking* de desempenho entre A e B, e no geral as diferenças entre os materiais são menos expressivas, indicando maior uniformidade no comportamento. Percebe-se que o desempenho dos materiais é fortemente influenciado pelo tipo de meio abrasivo. O material A destaca-se como referência em areia, enquanto o material B é superior em minério. Já o material C apresentou baixo desempenho em ambos os ensaios.

### **5.3 Superfície das amostras após ensaios de desgaste**

A avaliação das superfícies metálicas desgastadas foi utilizada para investigar os mecanismos e padrões de desgaste dos materiais, fornecendo uma análise das características topográficas da superfície. O aspecto superficial geral das amostras pós desgaste, pode ser observado nas Figuras 45 e 46.



Figura 45 - Aspecto superficial das amostras após o ensaio de tamboreamento com areia

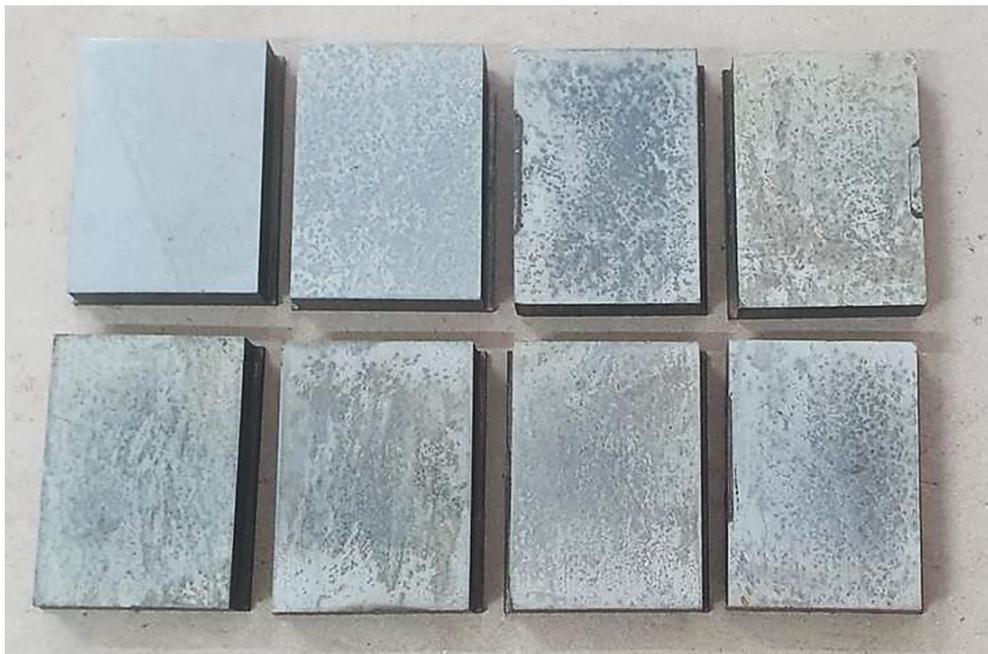


Figura 46 - Aspecto superficial das amostras após o ensaio de tamboreamento com minério

Observa-se que as amostras expostas ao abrasivo “areia” apresentaram aspectos de desgaste mais pronunciados em relação as amostras ensaiadas com minério, contudo, as amostras A e B foram as que apresentaram os menores indícios de agressão superficial pelos meios de exposição. Esse fato, associado à classificação de desempenho dos materiais A e B apresentados anteriormente, pode ser relacionado com a presença de carbonetos de cromo  $M_7C_3$

em sua microestrutura, que por estarem dispersos em estrutura martensítica e apresentarem dureza elevada (superior ao quartzo), conferem maior resistência ao desgaste para os ferros fundidos brancos.

Utilizando a microscopia eletrônica de varredura (MEV), é possível identificar outras variantes de desgaste, além da abrasão, conforme ilustrado nas Figuras 47 e 48.

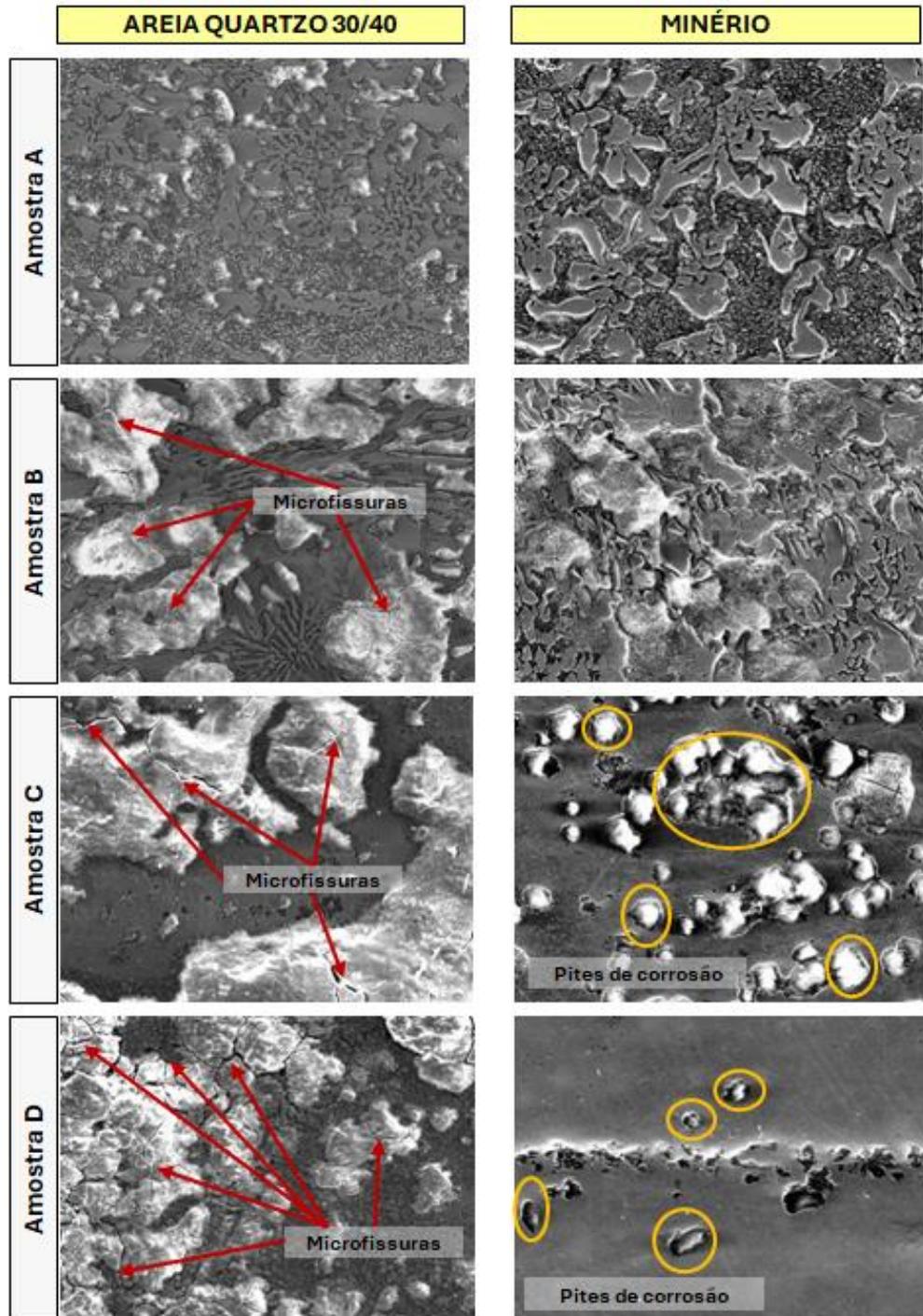


Figura 47 - MEV para as amostras A, B, C e D

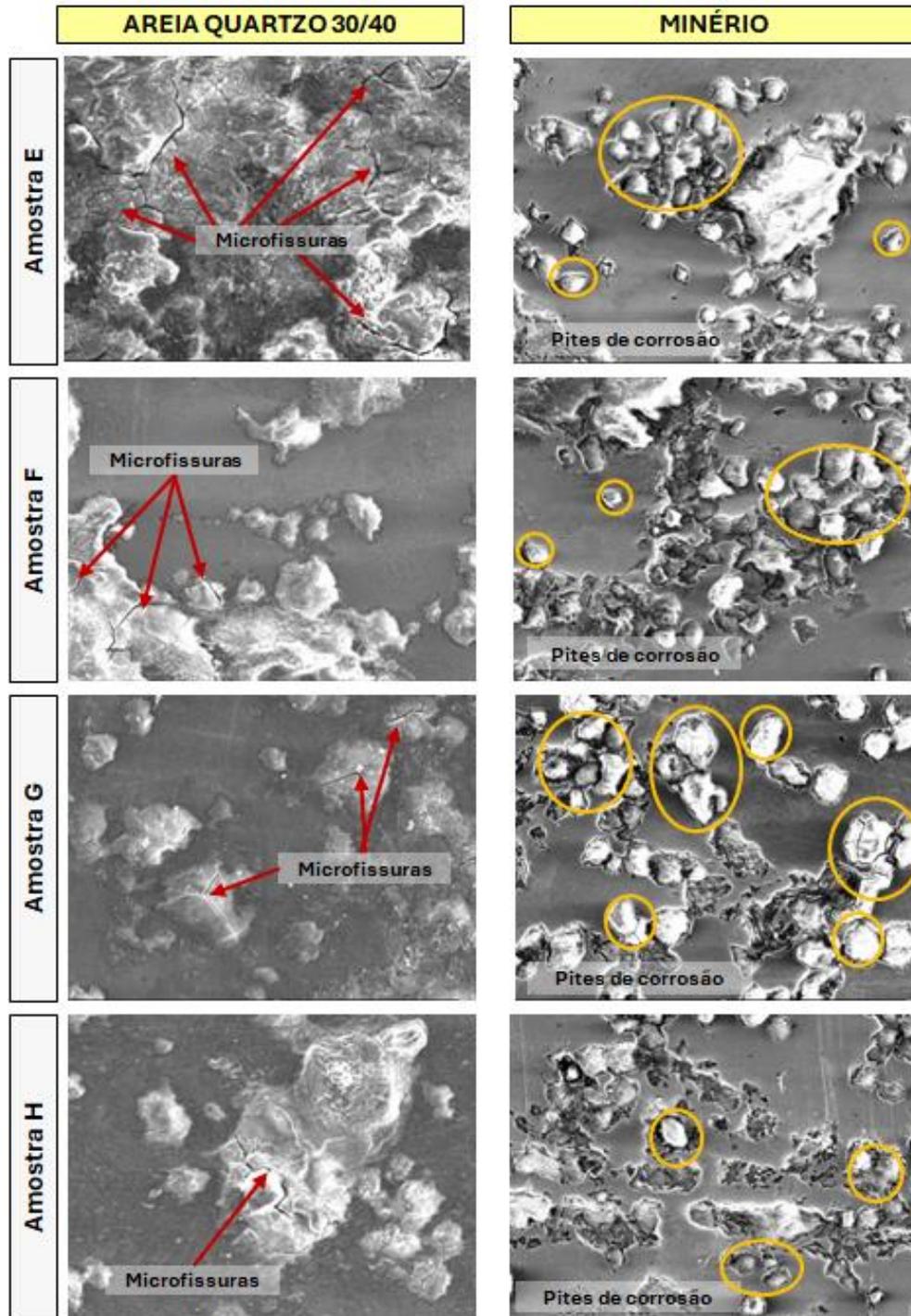


Figura 48 - MEV para as amostras E, F, G e H

As análises visuais e via MEV dos corpos de prova pós-ensaios mostram inúmeros pites de corrosão nas amostras de baixo cromo. Entretanto, a densidade e severidade dos pites de corrosão é sensivelmente maior para os ensaios com areia de quartzo do que para com minério. Nas amostras de alto teor de cromo, parece haver um desgaste seletivo na matriz martensítica por entre os carbonetos primários, isso pode ser explicado pelo efeito de proteção contra corrosão provocado pelo cromo e pelo alto teor de carbono, o qual resulta em alta densidade de

carbonetos, ou seja, em uma microestrutura normalmente mais resistente ao desgaste do que as microestruturas de martensita apenas.

Nas demais amostras, a formação de pites é generalizada, incluindo a presença de microfissuras nas amostras submetidas ao meio “areia”. Em ambientes corrosivos, o processo de oxidação pode ser mais intenso ao redor das microfissuras ou microtrincas, resultando em produtos de corrosão volumosos que parecem elevar a superfície.

Essa seção, abordou a avaliação superficial das amostras após serem submetidas aos ensaios de tamboreamento e foi a última etapa de análises realizadas nesta pesquisa. Foi possível observar que o mecanismo de corrosão teve uma participação considerável no desgaste dos materiais, além da abrasão.

## 6 CONCLUSÕES

As análises de caracterização das amostras permitiram identificar e classificar os tipos de materiais comercialmente utilizados na fabricação de corpos moedores, suas fases e avaliar a presença de defeitos. Dentre as amostras ensaiadas, predominaram os aços de baixa liga, com seis amostras fabricadas nesse material, o que representa um total de 75% de toda a população analisada. As outras duas amostras (A e B) foram classificadas como ferros fundidos brancos com elevados teores de cromo, representando um total de 25%.

As análises de microscopia óptica, em conjunto com as análises de dureza permitiram avaliar que os materiais com maior heterogeneidade de fases, ou, com maior presença de austenita retida e de ilhas de perlita na matriz martensítica, apresentaram maiores amplitudes de variação de dureza, conforme mostram os resultados obtidos para as amostras D e F. Por outro lado, estes materiais apresentaram resultados relativamente estáveis nos ensaios de desgaste, evidenciando que a relação entre homogeneidade microestrutural e resistência à perda de massa pode não ser diretamente proporcional.

Os resultados dos ensaios de tamboreamento mostraram que a composição química influenciou na resistência ao desgaste do material. As amostras fabricadas em ferro fundido com maiores teores de cromo exibiram as menores perda de massa e de volume – no meio abrasivo “areia”, a amostra A apresentou o melhor desempenho, enquanto no meio abrasivo “minério”, a amostra B apresentou a melhor resistência ao desgaste. A alta resistência dessas amostras foi associada à presença dos carbonetos de cromo, que possuem dureza maior que a dos abrasivos e geram um efeito de proteção da matriz, formando uma microestrutura normalmente mais resistente ao desgaste do que as microestruturas apenas martensíticas.

O pior resultado de perda de massa em ambos os meios abrasivos, foi exibido pela amostra C, sendo o único aço baixa liga fabricado através do processo de fundição. Mas vale ressaltar que para a perda volumétrica média, a amostra H exibiu um pior desempenho no meio minério (14,20 mm<sup>3</sup>). O valor obtido pela amostra C, entretanto, foi muito próximo ao pior resultado nesse meio, com uma perda volumétrica de 14,00 mm<sup>3</sup> - uma diferença percentual de apenas 1,41%. Já as demais amostras (D, E, F, G e H), classificadas como aço carbono baixa liga e extraídas de corpos moedores forjados, apresentaram resultados intermediários, com perdas volumétricas variando entre 22,60 mm<sup>3</sup> e 24,20 mm<sup>3</sup> para o abrasivo mais agressivo, indicando comportamento mais similar entre si.

No que tange a influência do meio abrasivo nos resultados de resistência ao desgaste dos materiais, a inversão de *ranking* entre as amostras A e B demonstrou que o desempenho

dos materiais é influenciado pelo meio abrasivo, evidenciando a necessidade de considerar o tipo de abrasivo e a estabilidade de desempenho do material ao se avaliar corpos moedores para diferentes aplicações de moagem. Vale ressaltar que, embora perdas menores tenham sido registradas com o “minério”, no geral, os resultados mantêm uma proporção relativa de desempenho.

As análises visuais e via MEV dos corpos de prova após ensaios, mostram uma grande quantidade de pites de corrosão nas amostras de aço carbono. Entretanto, a densidade e severidade dos pites de corrosão é sensivelmente maior para os ensaios com areia de quartzo do que para com minério. Nas amostras de alto cromo, parece ter ocorrido um desgaste seletivo na matriz martensítica por entre os carbonetos primários. Acredita-se que a componente de corrosão tenha tido um peso significativo nos ensaios, com ambos os tipos de abrasivos, sendo possível que a componente de desgaste pelo atrito tenha tido um peso menor do que a corrosão, uma vez que o ensaio é de baixa tensão.

É importante salientar que os resultados podem ser diferentes se a componente de impacto for introduzida na análise (abrasão a 3 corpos), uma vez que o nível de tensão aumenta. A correlação com o cenário industrial é fundamental para verificar se o método de ensaio SSAB é representativo ou não da vida dos corpos moedores.

## 7 PROPOSTAS DE ESTUDOS FUTUROS

Como sugestões para pesquisas futuras que podem expandir e aprofundar os achados desta dissertação e diante das limitações identificadas e das novas questões que emergiram ao longo do estudo, propõe-se a exploração de variáveis que possam contribuir para uma compreensão mais ampla do tema. Assim, espera-se que futuras investigações avancem no conhecimento da área e incentivem novas discussões, como:

- Efeitos da composição química: Expandir a discussão sobre o impacto da presença de carbonetos de cromo na resistência ao desgaste e, como elementos de liga (como o molibdênio) podem auxiliar no refinamento de grão, melhorar a distribuição de carbonetos na matriz e como isso influencia na resistência ao desgaste;
- Relação de propriedades resistência com a microestrutura: Analisar o percentual adequado de austenita retida presente na matriz martensítica, que seja benéfico a aplicação em corpos moedores;
- Influência da abrasão a 3 corpos: Realizar ensaios considerando a integração de outros mecanismos de desgaste, incluindo a presença de impacto para avaliar a resistência dos materiais sob condições mais próximas da realidade industrial;
- Análise da componente de corrosão: Investigar separadamente a influência da corrosão e do desgaste abrasivo em diferentes meios agressivos, seja com o uso de um inibidor de corrosão (pH elevado) ou com a realização de um ensaio a seco, por exemplo;
- Comparação com o cenário industrial: Comparar os resultados laboratoriais com o desempenho dos corpos moedores em processos de moagem industriais;
- Relação entre custo e benefício: Correlacionar o custo dos materiais conforme o tipo, com seu desempenho em resistência ao desgaste, a fim de entender a viabilidade econômica para o uso de cada material.

## REFERÊNCIAS

- ALDRICH, C. **Consumption of steel grinding media in mills – A review**. Minerals Engineering, v. 49, p. 77 – 91, 2013.
- ASTM – American Society for Testins and Materials. ASTM G0040-22A. **Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. Pennsylvania, 2022.
- ASTM – American Society for Testins and Materials. ASTM E18–20. **Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials**. Pennsylvania, 2020.
- BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels: Microstructure and Properties**. 4 ed. Oxford: Butterworth – Heinemann, 2017.
- BHUSHAN, B. **Introduction to Tribology**. 2 ed. Nova Iorque: John Wiley & Sons, 2013.
- CALLISTER, Willian D. Jr.; RETHWISCH, David. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 10 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2021.
- CHAVES, A. P. **Teoria e Prática do Tratamento de Minérios – Vol. 1: Bombeamento de polpa e classificação**. 5 ed. São Paulo: Oficina de Textos, 2022.
- CHAVES, A. P.; PERES, A. E. C. **Teoria e Prática do Tratamento de Minérios – Vol. 3: Britagem, Peneiramento e Moagem**. 5 ed. São Paulo: Oficina de Textos, 2012.
- CHENJE, T. W.; SIMBI, D. J.; NAVARA, E. **Relationship between microstructure, hardness, impact toughness and wear performance of selected grinding media for mineral ore milling operations**. Materials & Design, v. 25, n.1, p. 11 – 18, 2004.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 7 ed. São Paulo: ABM, 2012.
- GRZECA, Mauricio. **Análise do processo de cominuição para combustão do carvão mineral de candiota**. 2018. 80 f. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Mineral) – Universidade Federal do Pampa, Caçapava do Sul, 2018.
- GANGOPADHYAY, A. K.; MOORE, J. J. **The role of abrasion and corrosion in grinding media wear**. Wear, v. 104, n.1, p. 49 – 64, 1985.
- GAWLIK, Józef et al. **Nitrogen as an alloying element** improving material properties of the high carbon cast steel for ball mill liner plates. Archives of Civil and Mechanical Engineering, v. 17, n. 4, p. 926 – 934, 2017.
- GUESSER, W. L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. 2 ed. São Paulo: Blucher, 2019.
- GUPTA, A.; YAN, D. **Mineral Processing Design and Operations – An Introduction**. 2 ed. Amsterdam: Elsevier, 2016.
- IWASAKI, I. *et al.* **Nature of Corrosive and Abrasive Wear in Ball Mill Grinding**. International Journal of Mineral Processing, v. 22, n. 1 – 4, p. 345 – 360, 1988.

- JANKOVIC, A.; WILLS, T.; DIKMEN, S. **A comparison of wear rates of ball mill grinding media**. Journal of Mining and Metallurgy, v. 52 A, n. 1, p. 1 – 10, 2016.
- LUZ, A. B.; ALMEIDA, S. L. M.; BRAGA, P. F. A. **Cominuição: Britagem e moagem**. In: Tratamento de minérios. 6.ed. Rio de Janeiro: CETEM/MCTIC, 2018. Cap.4.2, p.135 – 183.
- LUZ, A. B.; LINS, F. A. F. **Introdução ao tratamento de minérios**. In: Tratamento de minérios, 6.ed. Rio de Janeiro: CETEM/MCTIC, 2018. Cap.1. p. 3 – 23.
- MASSOLA, C. P.; CHAVES, A. P.; ALBERTIN, E. **A discussion on the measurement of grinding media wear**. Journal of Materials Research and Technology, v.5, n. 3, p. 282 – 288, 2016.
- MATSANGA, Nyasha; NHETA, Willie. CHIMWANI, Ngonidzashe. **A Review of the Grinding Media in Ball Mills for Mineral Processing**. Minerals, v. 13, n. 11, p. 1373, 2023.
- NAYAK, U. P.; GUITAR, M. A.; MÜCKLICH, F. A comparative study on the influence of chromium on the phase fraction and elemental distribution in as-cast high chromium cast irons: Simulation vs. experimentation. **Metals**, v. 10, n. 1, p. 1–13, 2020.
- QIAN, H.Y.; KONG, Q.G.; ZHANG, B.L. **The effects of grinding media shapes on the grinding kinetics of cement clinker in ball mill**. Powder technology, v. 235, p. 422 – 425, 2013.
- SCHLEGEL, J. **The World of Steel - On the History, Production and Use of a Basic Material**. Wiesbaden: Springer, 2023.
- SHACKELFORD, J. F. **Introdução à ciência dos materiais para engenheiros**. 6 ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2008.
- SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 4 ed. São Paulo: Blucher, 2021.
- STACHOWIAK; Gwidon W.; BATCHELOR, Andrew W. **Engineering Tribology**. 4ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 4ed. 2014.
- TYLCZAC, J. H. **Abrasive Wear**. In: ASM Handbook - Friction, Lubrication, and Wear Technology, v. 18. Ohio: ASM International, 1992.
- WEERASEKARA, N. S., LIU, L.X., POWELL, M.S., 2016. **Estimating energy in grinding using DEM modelling**. Minerals Engineering, v. 85, p, 23 – 33, 2016.
- WILLS, B. A.; FINCH, J. A. **Wills' Mineral Processing Technology: An Introduction to the Practical Aspects of Ore Treatment and Mineral Recovery**. 8 ed. Oxford: Elsevier, 2016.
- WRIGHT, K. H. R. **Wear mechanisms**. In: NEAL, M. J. Lubrification and Reliability Handbook. Boston: Butterworth-Heinemann, 2001. Seç. B20, p. 1 – 3.
- ZUN GAHR, Karl-Heinz. **Microstructure and wear of materials**. Tribology series, 10. Amsterdam: Elsevier, 1987.