



Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP
Escola de Minas
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Campus Morro do Cruzeiro
Ouro Preto – Minas Gerais – Brasil



Hugo Vinícius Costa Domingueti

**“EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO SOBRE A
MICROESTRUTURA E DESEMPENHO EM DESGASTE
MICROABRASIVO DE MATERIAIS DE CORPOS
MOEDORES”**

Ouro Preto, agosto de 2025

Hugo Vinicius Costa Domingueti

**“Efeito do Tratamento Térmico sobre a Microestrutura e
Desempenho em Desgaste Microabrasivo de Materiais de Corpos
Moedores”**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como parte dos requisitos para a obtenção do Grau de Engenheiro Metalurgista.

Orientadora: Prof.^a Dr.^a Maria Aparecida Pinto

Coorientador: Mestrando Victor Cardoso Campideli

Ouro Preto, agosto de 2025.

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

D671e Domingueti, Hugo Vinicius Costa.

Efeito do tratamento térmico sobre a microestrutura e desempenho em desgaste microabrasivo de materiais de corpos moedores. [manuscrito] / Hugo Vinicius Costa Domingueti. - 2025. 68 f.

Orientadora: Profa. Dra. Maria Aparecida Pinto.

Coorientador: Victor Cardoso Campideli.

Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Metais - Tratamento térmico. 2. Microestrutura. 3. Moagem - Corpos moedores. 4. Desgaste mecânico - Microabrasão. 5. Ferro fundido - Ferro fundido branco de alto cromo. I. Pinto, Maria Aparecida. II. Campideli, Victor Cardoso. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 691

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB-1716



FOLHA DE APROVAÇÃO

Hugo Vinícius Costa Domingueti

Efeito do tratamento térmico sobre a microestrutura e desempenho em desgaste microabrasivo de materiais de corpos moedores

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro Metalurgista

Aprovada em 22 de agosto de 2025

Membros da banca

Dr.^a Maria Aparecida Pinto - Orientadora - Escola de Minas - Universidade Federal de Ouro Preto
Victor Cardoso Campideli - Coorientador - Rede Temática em Engenharia de Materiais
Dr.^a Nayara Aparecida Neres da Silva - Escola de Minas - Universidade Federal de Ouro Preto
Dr. Daniel Fraga Pinto - Instituto Federal de Minas Gerais - Campus Ouro Preto

Maria Aparecida Pinto, orientadora do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito na Biblioteca Digital de Trabalhos de Conclusão de Curso da UFOP em 16/03/2026



Documento assinado eletronicamente por **Maria Aparecida Pinto, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 16/03/2026, às 16:41, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **1075976** e o código CRC **EB07F5BD**.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus, por me conceder saúde, força e sabedoria para superar cada desafio desta jornada. Aos meus pais, minha eterna gratidão pelo amor inabalável, pelo apoio em todos os momentos e pelos ensinamentos que moldaram meu caráter e meus valores.

Aos meus irmãos, agradeço pelo carinho, incentivo e conselhos sempre tão valiosos.

À Anna Luiza, o amor que Ouro Preto me presenteou, sou grato pelo cuidado, paciência, incentivo constante e por ter estado ao meu lado, tornando mais leves e felizes os momentos desta etapa.

Minha profunda gratidão à Professora Doutora Maria Aparecida Pinto, minha orientadora, por sua dedicação exemplar, pela paciência, pela orientação atenta e pelos ensinamentos que contribuíram imensamente para meu crescimento acadêmico e pessoal.

Ao meu coorientador, Victor, agradeço pelo apoio constante e pela generosidade ao compartilhar seu conhecimento.

Reconheço e valorizo o trabalho dos professores do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET), cuja excelência no ensino e compromisso com a formação profissional marcaram minha trajetória.

Sou igualmente grato à Escola de Minas e à Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP) pela oportunidade de receber um ensino público, gratuito e de alta qualidade, base essencial para minha formação.

Aos amigos conquistados durante o curso de Engenharia Metalúrgica, agradeço pelas conversas, pela parceria, pelas risadas e pelo companheirismo que tornaram esta caminhada mais leve e inesquecível.

Aos colegas de pesquisa do Instituto Tecnológico Vale (ITV), minha gratidão pela colaboração, pela troca de experiências e pelo apoio nos momentos de desafio. De forma especial, agradeço ao Dr. Eleir Mundim pela confiança e pelas oportunidades concedidas para o desenvolvimento de trabalhos científicos.

Por fim, a todos que, de alguma maneira, contribuíram para esta história, deixo meu sincero e profundo agradecimento.

RESUMO

A moagem é um processo essencial na mineração, sendo amplamente aplicada na redução de partículas sólidas para obtenção de materiais com tamanhos e propriedades específicas. Grande parte da moagem industrial é realizada principalmente em moinhos tubulares, sendo os corpos moedores responsáveis pelo trabalho de cominuição do material. Neste contexto, os corpos moedores desempenham um papel central no processo de moagem, pois promovem a redução das partículas por meio de ações dinâmicas de impacto, compressão, abrasão e atrito. Como forma de minimizar os impactos causados por esses fenômenos, torna-se fundamental o desenvolvimento de materiais mais resistentes para atender às solicitações mecânicas às quais são submetidos. Os ferros fundidos brancos de alto cromo (FFBAC) têm sido utilizados na fabricação de corpos moedores, devido às suas propriedades mecânicas, durabilidade e resistência ao desgaste proporcionadas pela sua microestrutura constituída por uma matriz martensítica e carbonetos do tipo M_7C_3 . Essa microestrutura pode ser otimizada pela aplicação de tratamentos térmicos adequados garantindo maior qualidade desses corpos moedores. Nesse trabalho foram aplicados diferentes tratamentos térmicos de têmpera e revenimento em amostras retiradas de bolas de moinho fabricados em ferro fundido branco de alto cromo de dois fornecedores comerciais para avaliar a resistência ao desgaste abrasivo por meio de ensaios de microabrasão por esfera rotativa. A partir dos resultados dos ensaios de microabrasão observou-se que o coeficiente de desgaste (k) das amostras ACr1, com microestruturas mais refinadas, foram menores em comparação às amostras ACr2, com microestrutura mais grosseira. Verificou-se que as amostras com tratamento térmico de têmpera e revenimento, com austenitização a 1000°C e revenimento a 400°C apresentaram os menores valores de desgaste, indicando maior resistência ao desgaste abrasivo. A caracterização por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das calotas de desgaste revelou características compatíveis com mecanismos de desgaste por microcorte e microsulcamento. Os resultados corroboram os resultados encontrados de dureza e microdureza da matriz, visto que as amostras ACr1 apresentaram valores médios de dureza ligeiramente superiores em relação às amostras ACr2 nas mesmas condições analisadas, sugerindo que a composição química e a microestrutura das amostras influenciam diretamente nos resultados de resistência ao desgaste.

Palavras-chave: Corpos moedores. Ferro fundido branco de alto cromo. Microestrutura. Tratamento térmico. Microabrasão.

ABSTRACT

Grinding is an essential process in the mining industry, widely applied for reducing solid particles to achieve materials with specific sizes and properties. Most industrial grinding is carried out in tubular mills, where grinding media such as balls, rods, pebbles, or cylpebs are responsible for the comminution process through dynamic actions of impact, compression, abrasion, and friction. To minimize the effects of wear phenomena, it is crucial to develop more resistant materials to meet the mechanical demands imposed on these components. High chromium white cast irons (HCWCI) have been used in the manufacture of grinding media due to their mechanical properties, durability, and wear resistance, provided by a martensitic matrix and M_7C_3 -type carbides. This microstructure can be optimized through appropriate heat treatments, improving the performance of the grinding media. In this study, different heat treatments were applied on samples extracted from grinding balls produced by two commercial suppliers. The wear resistance was evaluated through fixed-ball micro-abrasion tests. The results showed that the ACr1 samples, with more refined microstructures, exhibited lower wear coefficients (k) compared to the ACr2 samples with coarser microstructure. Samples treated with austenitization at 1000°C and tempering at 400°C showed the best performance, with the lowest wear rates. Scanning electron microscopy (SEM) of the wear scars revealed features characteristic of micro rolling and micro grooving mechanisms. These findings are consistent with hardness and microhardness results, where ACr1 samples showed slightly higher average values than ACr2 samples under the same conditions, indicating that both chemical composition and microstructure significantly influence wear resistance.

Keywords: Grinding media. High-chromium white cast iron. Microstructure. Heat treatment. Micro-abrasion.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3. 1 - Esquema de um moinho cilíndrico	16
Figura 3. 2 - (A) Regime Cascata e (B) Regime Catarata	16
Figura 3. 3 - Modos de desgastes abrasivos	20
Figura 3. 4 - Modos de interações entre partículas abrasivas e as superfícies. (a) microsulcamento. (b) microcorte. (c) microfadiga. (d) microtrinca	21
Figura 3. 5 - Representação esquemática da taxa de desgaste em relação ao tamanho crítico do abrasivo (TCA).....	23
Figura 3. 6 - Variação da taxa de desgaste de uma amostra de cobre com a variação do tamanho do abrasivo.....	23
Figura 3. 7 - Esquema do equipamento utilizado para ensaio de microabrasão (a) e calota de desgaste (b).....	25
Figura 3. 8 - Imagem MEV da superfície produzida por altas cargas e baixas concentrações de abrasivo.....	25
Figura 3. 9 - Imagem MEV da superfície produzida por baixas cargas e altas concentrações de abrasivo.....	26
Figura 3. 10 - Morfologia da superfície de desgaste de amostras de ferro fundido branco multicomponente.	27
Figura 3. 11 - Classificação das ligas ferrosas fundidas.....	28
Figura 3. 12 - Diagrama metaestável C-Cr-Fe.	30
Figura 3. 13 - Variação da dureza da matriz após têmpera em diferentes temperaturas de austenitização.....	34
Figura 3. 14 - Variação da fração de carbonetos eutéticos e do teor de carbono dissolvido na matriz após a têmpera em diferentes temperaturas de austenitização	34
Figura 4. 1 - Esquema de corte de bolas em eletroerosão.	36
Figura 4. 2 - Fluxograma dos Tratamentos Térmicos das amostras ACr1 e ACr2.	37
Figura 4. 3 - (a) análise com <i>software ImageJ</i> para obtenção da fração volumétrica de carbonetos e (b) imagem após aplicação da função <i>Threshold</i>	39
Figura 4. 4 - a) Indentação de microdureza Vickers na matriz e b) Indentação de microdureza Vickers no carboneto.	40
Figura 4. 5 - Máquina de ensaio de desgaste microabrasivo com esfera rotativa fixa.	41

Figura 5. 1 - Caracterização microestrutural das amostras ACr1 e ACr2 em estado de entrega.	43
Figura 5. 2 - Microestrutura das amostras ACr1 tratadas termicamente para diferentes temperaturas de austenitização(A) e revenimento (R)	43
Figura 5. 3 - Microestrutura das amostras ACr2 tratadas termicamente para diferentes temperaturas de austenitização(A) e revenimento (R).	46
Figura 5. 4 - Imagem gerada no programa <i>ImageJ</i> para quantificação da fração volumétrica de carbonetos.	48
Figura 5. 5 - Resultados de durezas das amostras ACr1 tratada termicamente e no estado de entrega.	50
Figura 5. 6 - Resultados de durezas das amostras ACr2 tratada termicamente e no estado de entrega.	51
Figura 5. 7 - Exemplo de medição de microdureza da matriz da amostra ACr1.....	52
Figura 5. 8 - Resultados de microdureza da matriz das amostras ACr1 tratada termicamente e no estado de entrega.	53
Figura 5. 9 - Resultados de microdureza da matriz das amostras ACr2 tratada termicamente e no estado de entrega.	54
Figura 5. 10 - Exemplo de calotas obtidas pelos ensaios de microabrasão: Amostra ACr1 (a) e amostra ACr2 (b).	55
Figura 5. 11 - Superfícies de desgaste das amostras ACr1 tratadas termicamente.	57
Figura 5. 12 - Superfícies de desgaste das amostras ACr2 tratadas termicamente.	58
Figura A. 1 - Resultados da Fração Volumétrica de Carbonetos das amostras ACr1 tratada termicamente e no estado de entrega.....	70
Figura A. 2 - Resultados da Fração Volumétrica de Carbonetos das amostras ACr2 tratada termicamente e no estado de entrega.	70

LISTA DE TABELAS

Tabela 3. 1 - Classificação das Ligas de Ferro Fundido Branco.	31
Tabela 4. 1 - Composição químicas dos corpos moedores (% em peso).....	36
Tabela 5. 1 - Fração volumétrica de carbonetos na amostra ACr1.....	48
Tabela 5. 2 - Fração volumétrica de carbonetos na amostra ACr2.....	49
Tabela 5. 3 - Resultados de dureza das amostras ACr1 tratadas termicamente e no estado de entrega.	50
Tabela 5. 4 - Resultados de dureza das amostras ACr2 tratadas termicamente e no estado de entrega.	51
Tabela 5. 5 - Resultados de microdureza da matriz das amostras ACr1.	53
Tabela 5. 6 - Resultados de microdureza da matriz das amostras ACr2.	53
Tabela 5. 7 - Relação (%Cr/%C) das ligas e percentual de cromo dissolvido na matriz (%Cr _m).	54
Tabela 5. 8 - Coeficiente de desgaste (k) das amostras ACr1 tratada termicamente e no estado de entrega.....	56
Tabela 5. 9 - Coeficiente de desgaste (k) das amostras ACr2 tratada termicamente e no estado de entrega.....	56

LISTA DE SIGLAS

ACr1 – Amostra de alto cromo 1

ACr2 – Amostra de alto cromo 2

ASTM - American Society for Testing and Materials

FFBAC – Ferros fundidos brancos de alto cromo

ITV – Instituto Tecnológico Vale

MO – Microscópio óptico

MEV – Microscópio eletrônico de varredura

TCA – Tamanho crítico de abrasivo

LISTA DE SÍMBOLOS

$\%Cr/\%C$ – Relação percentual de cromo e carbono

$\%Cr_m$ – Percentual de cromo dissolvido na matriz

D – Diâmetro da esfera

F_N – Força normal

k – Coeficiente de desgaste

M_s – Formação de martensita

R – Raio da esfera

S – Distância de deslizamento

V_v – Fração volumétrica de carbonetos

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	12
2	OBJETIVOS.....	14
2.1	Objetivo Geral	14
2.2	Objetivos Específicos	14
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
3.1	Moagem.....	15
3.2	Moinhos de Bolas	15
3.3	Desgaste.....	18
3.4	Desgaste abrasivo	19
3.5	Ensaio de Microabrasão por Esfera	24
3.6	Ferro Fundido Branco.....	28
3.7	Ferro Fundido Branco Alto Cromo (FFBAC).....	29
3.8	Tratamento Térmico Ferro Fundido Branco Alto Cromo	32
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	36
4.1	Materiais	36
4.2	Metodologia.....	36
4.2.1	Corte das amostras.....	36
4.2.2	Tratamentos térmicos	37
4.3	Caracterização Metalográfica das Amostras	38
4.3.1	Microscopia óptica	39
4.3.2	Microscopia eletrônica de varredura	40
4.3.3	Ensaio de dureza e microdureza.....	40
4.4	Ensaio de Microabrasão.....	41
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	42
5.1	Caracterização Microestrutural.....	42
5.1.1	Análise das amostras ACr1.....	43
5.1.2	Análise das amostras ACr2.....	45
5.2	Análise Metalográfica Quantitativa.....	48
5.3	Resultados dos Ensaio de Dureza das Amostras.....	49
5.3.1	Resultados de dureza das amostras ACr1	49
5.3.2	Resultados de dureza das amostras ACr2.....	50

5.4	Microdureza Vickers da Matriz.....	52
5.5	Comportamento em Desgaste das Amostras ACr1 e ACr2.....	55
6	CONCLUSÕES.....	60
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	61
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	62
	ANEXO A – Fração volumétrica de carbonetos.....	70

1 INTRODUÇÃO

A moagem é um processo amplamente utilizado em diversos setores industriais, desempenhando um papel fundamental na redução do tamanho de partículas de materiais sólidos com o objetivo de liberar o mineral de interesse. Os moinhos cilíndricos surgem como equipamentos essenciais, permitindo a eficiente cominuição de minérios, matérias-primas e outros compostos, proporcionando partículas com as características desejadas para aplicações específicas. Para viabilizar a moagem eficiente, o uso de corpos moedores, como bolas, barras ou seixos, desempenha um papel crucial, realizando a fragmentação do material por contato e colisão com as partículas a serem cominuídas (Luz; Sampaio; França, 2010).

Dentre os materiais comumente utilizados na fabricação desses corpos moedores, destacam-se os ferros fundidos brancos de alto cromo (FFBAC), devido às suas propriedades mecânicas, durabilidade e resistência ao desgaste, principalmente em função de sua dureza, proporcionada pela quantidade de carbonetos duros em sua estrutura (Agunsoye; Ayeni, 2012). O desgaste abrasivo, em particular, é um fenômeno relevante nesse contexto, uma vez que a interação entre os corpos moedores e o material a ser cominuído resulta em desgaste progressivo (Aldrich, 2013).

A microestrutura final dos FFBAC depende fortemente das condições de solidificação e dos tratamentos térmicos subsequentes. Tratamentos térmicos como a têmpera e o revenimento permitem controlar a fração e a morfologia dos carbonetos, além de favorecer a transformação martensítica, resultando em propriedades mecânicas otimizadas para cada aplicação (Pasini *et al.*, 2023; Santos *et al.*, 2025). Segundo Higuera-Cobos *et al.* (2017), a microestrutura resultante dos tratamentos térmicos dos ferros fundidos de alto cromo tem influência direta na resistência ao desgaste abrasivo destes materiais.

Neste contexto, o presente trabalho tem como objetivo investigar o efeito do tratamento térmico sobre a microestrutura e o desempenho microabrasivo de duas ligas de ferro fundido branco alto cromo, identificadas como ACr1 e ACr2, utilizadas na fabricação de corpos moedores de dois fornecedores diferentes. Para isso, as amostras foram submetidas a diferentes ciclos térmicos de têmpera e revenimento. A caracterização da microestrutura resultante foi realizada por microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), ensaios de dureza Vickers (HV30) e ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa. O coeficiente de desgaste (k) foi calculado com base na equação proposta por Rutherford e Hutchings (1996), a partir do volume de material removido durante os ensaios. Os resultados obtidos podem

contribuir para uma melhor compreensão da relação entre microestrutura, fração de carbonetos e desempenho em serviço, oferecendo subsídios para a otimização térmica de ligas empregadas na indústria de moagem.

2 OBJETIVOS

Para o desenvolvimento adequado deste trabalho, foram estabelecidos os objetivos relacionados a seguir.

2.1 Objetivo Geral

Avaliar os efeitos de tratamentos térmicos sobre a microestrutura de dois ferros fundidos brancos alto cromo (FFBAC), utilizadas na fabricação de corpos moedores, e como essas alterações microestruturais afetam o desempenho em desgaste desses materiais.

2.2 Objetivos Específicos

- Determinar o efeito de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento em diferentes ciclos sobre a microestrutura de amostras de corpos moedores fabricados em ferros fundidos brancos de alto teor de cromo de dois fornecedores;
- Determinar, via ensaios de microabrasão com esfera rotativa, o comportamento em desgaste das amostras dos corpos moedores e os mecanismos de desgaste atuantes;
- Correlacionar os mecanismos de desgaste das amostras ensaiadas com as microestruturas resultantes dos diferentes tratamentos térmicos.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo são apresentados aspectos fundamentais acerca do estado da arte sobre os ferros fundidos brancos de alto cromo, sua microestrutura e comportamento em desgaste relacionados ao processo de moagem.

3.1 Moagem

Nas operações de processamento mineral, a cominuição tem início com o desmonte do minério ou da rocha por meio de explosivos, constituindo o primeiro estágio da fragmentação (Figueira; Luz; Almeida, 2010). O segundo estágio do processo de fragmentação é realizado na britagem, que reduz o tamanho dos blocos vindos da lavra para alimentar a moagem. A moagem é a fase final do processo, visando obter produtos com granulometria adequada, além de promover a liberação do mineral de interesse e otimizar o manuseio e transporte do material (Chaves; Peres, 2012).

Na moagem, estágio final da fragmentação, estratégias de maximização energética são cada vez mais exploradas, como a seleção adequada dos circuitos de moagem, o uso de tecnologias e a otimização dos parâmetros de operação dos moinhos (Figueira; Luz; Almeida, 2010).

Segundo Figueira, Luz e Almeida, (2010), a moagem é a etapa de cominuição que demanda elevados custos operacionais e alto consumo energético, sendo fundamental para a eficiência global do processo de beneficiamento mineral. Essa etapa é realizada principalmente por meio de equipamentos como moinhos cilíndricos (barras, bolas ou seixos), entre outros, podendo responder por até 40% dos custos operacionais totais do processo produtivo (Roveri; Chaves, 2011; Aldrich, 2013; Massola; Chaves; Albertin, 2016).

De acordo com Massola, Chaves e Albertin (2016), cerca de 53% dos circuitos de moagem no cenário global operam com moinhos de bolas e 38% operam com moinhos autógenos ou semiautógenos. Isso implica que cerca de 90% das operações mineradoras empregam bolas como meio de moagem (Wei; Craig, 2009; Massola; Chaves; Albertin, 2016).

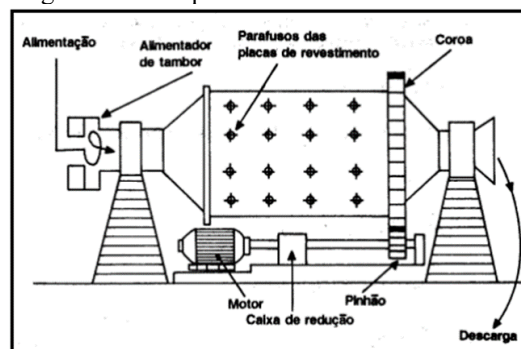
3.2 Moinhos de Bolas

O funcionamento dos moinhos cilíndricos de bolas baseia-se em uma carcaça cilíndrica de aço, revestida internamente com placas de aço ou borracha. Essa carcaça gira sobre mancais

e abriga, em seu interior, uma carga solta de corpos moedores produzidas em ferro fundido ou aço, como esquematizado na Figura 3.1 (Figueira; Luz; Almeida, 2010). A redução do material é alcançada principalmente pelo uso de corpos moedores que aplicam forças dinâmicas, como impacto, abrasão e atrito. Os moinhos podem operar tanto em condições de moagem a seco como a úmido, sendo a abordagem úmida a mais comumente empregada (Figueira, Luz; Almeida, 2010).

Chaves e Peres (2012) apontam que fatores como comprimento, diâmetro, velocidade de rotação, grau de enchimento, porcentagem de sólidos na polpa alimentada e potência requerida são fundamentais para o funcionamento adequado desses equipamentos. Além disso, a ausência de uma configuração ideal da distribuição de bolas ou do nível de enchimento no moinho pode comprometer o rendimento do processo de moagem em até 20%, afetando diretamente o desempenho energético e a produtividade de unidades com capacidade de 150 toneladas por hora (Longhurst, 2010).

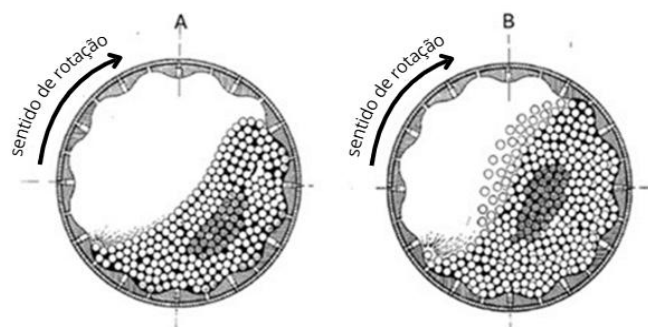
Figura 3.1 - Esquema de um moinho cilíndrico



Fonte: (Figueira; Luz; Almeida, 2010)

Nas operações de moagem, é possível identificar dois regimes de movimentação da carga em seu interior: o regime de cascata e o regime de catarata. A Figura 3.2 apresenta-se um modelo com os dois regimes (Beraldo, 1987).

Figura 3.2 - (A) Regime Cascata e (B) Regime Catarata



Fonte: (Beraldo, 1987)

- Moagem em cascata: as bolas são impulsionadas até uma altura específica e, então, rolam sobre a carga e umas sobre as outras, provocando a fragmentação das partículas por meio de abrasão. Esse processo é influenciado pela baixa velocidade do moinho e pelo alto fator de enchimento.
- Moagem em catarata: ocorre o lançamento das bolas sobre a carga e outras bolas, promovendo a fragmentação das partículas por meio de impacto, devido à velocidade de rotação do moinho.

As bolas utilizadas em moagem são fabricadas em aço forjado ou fundido, ou em ferro fundido ligado. A qualidade depende muito do tratamento térmico e varia significativamente entre os vários fornecedores (Beraldo, 1987). Em processos industriais de moagem, os ferros fundidos ligados, especialmente os de alto teor de cromo, consolidaram-se como principal escolha para a fabricação de corpos moedores, substituindo gradualmente os aços forjados e fundidos devido à sua melhor performance em condições de desgaste severo (Albertin; Sinatora, 2001).

Segundo Cassola, Moraes e Albertin (2004), a indústria mineral do país consome em torno de 50 mil toneladas de corpos moedores por ano. Normalmente, nos circuitos de moagem, o consumo específico de corpos moedores por tonelada de minério varia entre 0,60kg/t e 0,80kg/t, representando cerca de 40% do custo total de operação e 62% de custo variável relativo a moinhos de bola (Aldrich, 2013). O custo relacionado ao corpo moedor deriva principalmente de dois fatores: o preço e o desempenho em relação ao desgaste durante o processo de moagem (Massola, 2015).

De acordo com Beraldo (1987), o desgaste dos corpos moedores é influenciado por diversos fatores, como o processo de fabricação, a composição química, o tratamento térmico e as condições de moagem, incluindo o ambiente corrosivo e os esforços mecânicos envolvidos. O autor identificou parâmetros físicos e químicos que estão diretamente ligados às condições de moagem e que exercem influência sobre o desgaste. Alguns desses parâmetros são:

- 1 Carga e distribuição de tamanhos dos corpos moedores: A quantidade de corpos moedores e a variedade de tamanhos utilizados na carga do moinho têm impacto direto no desgaste dos mesmos.
- 2 Dimensões e velocidade do moinho: As características geométricas do moinho, como suas dimensões e a velocidade de rotação, afetam a forma como os corpos moedores interagem com o minério, influenciando, assim, o desgaste.

- 3 Granulometria do minério: O tamanho das partículas de minério sendo moídas também desempenha um papel importante no desgaste dos corpos moedores.
- 4 Forma do revestimento: O tipo de revestimento utilizado no moinho pode afetar a maneira como os corpos moedores interagem com o minério e, conseqüentemente, influenciar no desgaste.
- 5 Composição e pH da polpa: A qualidade da água utilizada no processo de moagem a úmido, incluindo sua composição química e pH, pode impactar no desgaste dos corpos moedores.
- 6 Potencial de oxidação da polpa: A presença de substâncias oxidantes na polpa mineral pode acelerar o desgaste dos corpos moedores.

Como as condições vigentes dentro de um moinho são extremamente severas e complexas, cria-se mecanismos sinérgicos de abrasão, impacto e corrosão, que atuam de forma simultânea (Aldrich, 2013). Nesse sentido, é crucial estudar a resistência ao desgaste dos corpos moedores para encontrar o que resulte no menor custo possível (Sinatora, 1990).

3.3 Desgaste

Zum Gahr (1987) define o desgaste como o dano em uma superfície sólida, envolvendo perda progressiva de massa, devido ao movimento relativo entre essa superfície e o contato com outro material ou materiais. Já, de acordo com a norma ASTM G40-22a (2022), o desgaste é a perda de massa resultante da interação entre partículas ou asperezas duras que são forçadas contra uma superfície, ao longo da qual se movem.

Nos moinhos utilizados na mineração, os corpos moedores, como as bolas, estão constantemente sujeitos ao desgaste devido às colisões entre si, contra os revestimentos do moinho e pelo impacto com as partículas de minério (Figueira; Luz; Almeida, 2010). Esse desgaste ocorre dentro do sistema tribológico composto por quatro elementos: o corpo, o contracorpo, o elemento interfacial e o meio. Nos moinhos, as bolas desempenham o papel de corpo e contracorpo, enquanto as partículas de minério e a polpa atuam como elementos interfaciais e meio, respectivamente (Massola, 2015).

De acordo com a norma Siegel e Calegari (1997), existem quatro mecanismos fundamentais de desgaste, que podem atuar isoladamente ou combinados. São eles:

- 1 **Desgaste por Adesão:** Ocorre quando há formação e ruptura de ligações adesivas entre superfícies em contato.
- 2 **Desgaste por Abrasão:** Caracteriza-se pela remoção de material devido ao atrito, causado por riscamento ou arranhões.
- 3 **Desgaste por Fadiga Superficial:** Ocorre devido à aplicação repetida de cargas tribológicas, que induzem fadiga nas camadas superficial do material, resultando no surgimento de microtrincas. Essas microtrincas podem se propagar e ocasionar a liberação de partículas da superfície, formando cavidades.
- 4 **Desgaste por Reação Triboquímica:** Envolve a formação de compostos químicos decorrentes das interações entre os elementos do sistema tribológico, desencadeadas pela ação mecânica.

No meio industrial, a abrasão destaca-se como o tipo mais frequente de desgaste, representando mais de 50% dos casos registrados (Wood, 2010). Sua incidência é observada em uma ampla gama de setores industriais, sendo especialmente significativa na indústria mineral, na qual desempenha um papel dominante tanto nas etapas de extração quanto no beneficiamento (Rendón; Olsson, 2009).

3.4 Desgaste abrasivo

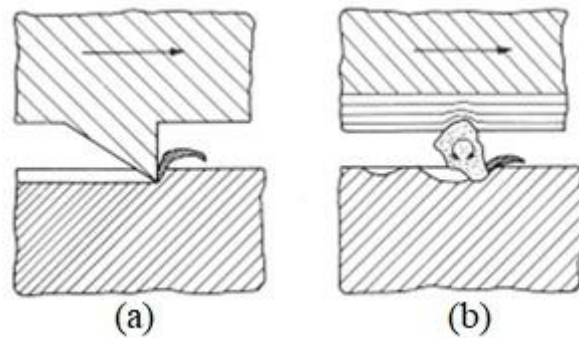
O desgaste abrasivo é tradicionalmente classificado em abrasão a dois corpos ou abrasão a três corpos. Esses dois modos diferem na maneira como as partículas abrasivas interagem com a superfície de desgaste (Hutchings, 1992; Wood, 2010).

Na Figura 3.3, podem ser observados dois tipos distintos de ação do desgaste abrasivo: a abrasão a dois corpos (Figura 3.3a) e a abrasão a três corpos (Figura 3.3b), sendo que, nesta última, o abrasivo atua como um elemento interfacial entre o corpo e o contracorpo, como ocorre no processo de moagem de minérios.

Segundo Hutchings e Shipway (2017), apenas essa classificação não é o suficiente para expressar de forma realista o fenômeno da abrasão. Isso se deve ao fato que, em determinadas situações, partículas livres, típicas de abrasão de três corpos, podem se prender a uma das superfícies em contato e, a partir disso, atuar de maneira semelhante à abrasão a dois corpos. Dessa forma, a abrasão pode ser classificada como “abrasão por deslizamento ou riscamento de

partículas abrasivas” ou “abrasão por rolamento de partículas abrasivas” a depender da dinâmica das partículas (Hutchings; Shipway, 2017).

Figura 3. 3 - Modos de desgastes abrasivos (a) a dois corpos e (b) a três corpos



Fonte: (Zum Gahr, 1987)

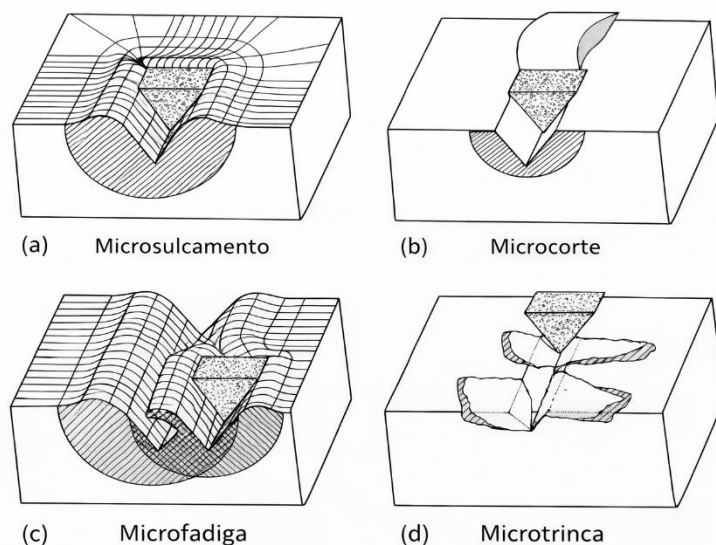
No contexto de um moinho cilíndrico, observa-se um sistema composto pelos corpos moedores e a polpa mineral, caracterizado como abrasão a três corpos. Segundo Chaves e Peres (2012), os principais mecanismos de desgaste dos corpos moedores são os seguintes:

- Riscamento: ocorre quando partículas duras riscam a superfície das bolas, resultando na formação de bordas paralelas à direção do movimento. Em situações onde o desgaste por riscamento prevalece, é recomendável o uso de materiais altamente resistentes ao cisalhamento e à compressão.
- Erosão: é ocasionada pelo movimento de partículas finas sobre a superfície. Esse tipo de desgaste depende principalmente da velocidade e da dureza das partículas em relação ao metal. Para aplicações nas quais a resistência à erosão é crucial, é recomendada a utilização de materiais com alta dureza superficial, como o ferro fundido branco com 28% de cromo e ferros fundidos brancos martensíticos.
- Desgaste metal contra metal: ocorre quando há contato direto entre as superfícies de dois corpos moedores, sem a presença de minério entre eles, resultando em desgaste da área de contato.
- Sulcamento: ocorre quando partículas duras e maiores impactam superfícies de menor dureza com velocidades elevadas e médias, arrancando pedaços macroscópicos do material. Esse tipo de desgaste está diretamente relacionado ao tamanho, forma e abrasividade das partículas, bem como à dureza da superfície do material.

- Indentação: ocorre quando grãos duros são pressionados entre dois corpos moedores, gerando uma cratera na superfície do metal, inicialmente sem remoção de material.
- Corrosão por pite: caracteriza-se pela formação de furos profundos devido à corrosão localizada do metal.
- Lascamento: ocorre devido ao trincamento do corpo moedor, resultante de defeitos de fundição (rechupes) ou do processo de moldagem, levando ao desprendimento em camadas sucessivas.

Zum Gahr (1987) propôs uma classificação baseada no aspecto da superfície desgastada, denominada micromecanismos de desgaste. Esses micromecanismos descrevem os diferentes tipos de interação física entre as partículas abrasivas e o material, sendo eles: microsulcamento, microcorte, microfadiga e microtrinca. A Figura 3.4 ilustra esses modos de interação citados.

Figura 3. 4 - Modos de interações entre partículas abrasivas e as superfícies. (a) microsulcamento. (b) microcorte. (c) microfadiga. (d) microtrinca



Fonte: Adaptado de Zum Gahr (1987).

O mecanismo de microsulcamento ocorre quando a interação entre uma partícula abrasiva e a superfície do material não resulta, de forma imediata, na remoção de massa. Nessa condição, há a ocorrência de deformação plástica, sem destacamento de material, com formação de uma proa à frente da partícula e o conseqüente deslocamento lateral do material. Embora esse mecanismo, isoladamente, não acarrete perda volumétrica significativa, a repetição sucessiva dessas interações promove a remoção progressiva de material, caracterizando o fenômeno conhecido como microfadiga (Zum Gahr, 1987).

No mecanismo de microcorte, a remoção de material ocorre diretamente devido à ação da partícula abrasiva sobre a superfície. Em situações em que o microcorte ocorre de forma ideal, classificado como microcorte puro, o volume de material removido corresponde aproximadamente ao volume do sulco gerado pela partícula abrasiva (Zum Gahr, 1987).

As microtrincas ocorrem devido à concentração localizada de tensões induzidas pelas partículas abrasivas, resultando na perda de massa em decorrência da formação e propagação de trincas. Esse micromecanismo está associado a materiais com baixa tenacidade à fratura (Zum Gahr, 1987).

De acordo com Hutchings e Shipway (2017), os mecanismos de desgaste podem ocorrer por meio de deformação plástica, fratura frágil ou uma combinação de ambos, embora seja possível a ocorrência isolada de cada um desses mecanismos, é comum que atuem simultaneamente, inclusive em materiais com comportamento frágil. Contudo, Hutchings e Shipway (2017) propõem a análise isolada desses dois grupos de mecanismo a fim de avaliar o comportamento dos materiais em aplicações de engenharia.

Como mencionado anteriormente, o desgaste abrasivo pode ocorrer por meio de deformação plástica ou fratura frágil. No entanto, independentemente do mecanismo predominante, o tamanho das partículas abrasivas influencia diretamente as taxas de desgaste (Mirsa; Finnie, 1981). Entretanto, o efeito do tamanho das partículas nas taxas de desgaste abrasivo ainda não é totalmente compreendido (Pintaúde *et al.*, 2001).

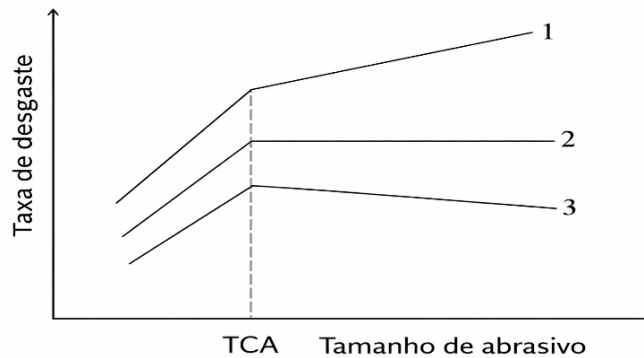
Segundo Penagos (2016) vários fatores influenciam o desgaste por abrasão e podem ser divididos em três principais grupos:

- 1 propriedades da partícula abrasiva (tamanho, forma e dureza);
- 2 propriedades do material em desgaste (como microestrutura e dureza);
- 3 as características do sistema tribológico (como a umidade, carga aplicada, temperatura, entre outras).

Hutchings e Shipway (2017) afirmam que partículas menores tendem a provocar menos desgaste em comparação com partículas maiores. Segundo Coronado e Sinatora (2011), a taxa de desgaste cresce proporcionalmente com o aumento do tamanho das partículas abrasivas até atingir um limite conhecido como “tamanho crítico do abrasivo” (TCA). A partir desse ponto, o autor descreve três possíveis comportamentos distintos que podem ocorrer. A Figura 3.5 ilustra essas três situações.

Para partículas com dimensões inferiores ao tamanho crítico do abrasivo (TCA), a taxa de perda de massa aumenta com o crescimento do abrasivo. Acima desse limite, podem ser observadas três tendências distintas: (1) a taxa de desgaste continua a crescer com o aumento do tamanho das partículas; (2) a taxa estabiliza, mantendo-se praticamente constante; ou (3) a taxa de desgaste diminui conforme o abrasivo se torna maior (Coronado; Sinatora, 2011).

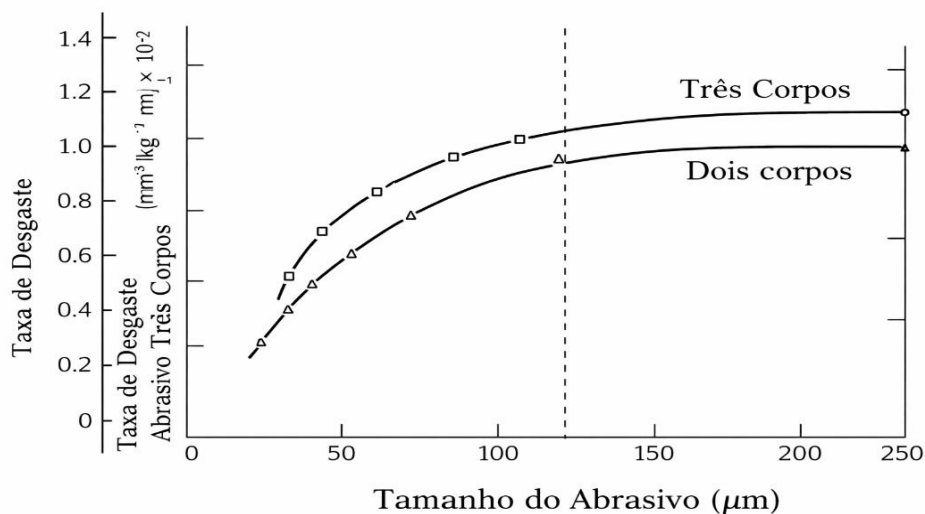
Figura 3. 5 - Representação esquemática da taxa de desgaste em relação ao tamanho crítico do abrasivo (TCA)



Fonte: (Coronado; Sinatora, 2011).

O comportamento em abrasão, empregando partículas abrasivas de carbeto de silício (SiC) de diferentes granulometrias, foi investigado por Misra e Finnie (1981) em ensaios de abrasão a dois e três corpos, utilizando amostras de cobre. O objetivo era elucidar padrões de desgaste relacionados ao tamanho dos abrasivos, conforme mostrado na Figura 3.6.

Figura 3. 6 - Variação da taxa de desgaste de uma amostra de cobre com a variação do tamanho do abrasivo.



Fonte: (Gatti, 2023).

Misra e Finnie (1981) observaram que as taxas de desgaste aumentaram expressivamente para as partículas de SiC com granulometria inferior a 100 μm , enquanto para partículas maiores que 100 μm o tamanho teve pouca influência nas taxas de desgaste abrasivo. Ou seja, até o limite de tamanho crítico do abrasivo (TCA), com o crescimento do tamanho do grão há um aumento na taxa de desgaste. Após atingir esse ponto máximo, a taxa de desgaste do material passa a ser constante, independente do aumento do tamanho do abrasivo (Gatti, 2023).

Dentre os métodos utilizados para investigar o desgaste abrasivo de materiais, os ensaios de microabrasão por esfera rotativa ou fixa têm se destacado por sua relevância e aplicabilidade nos estudos do comportamento em desgaste dos materiais (Cozza, 2011).

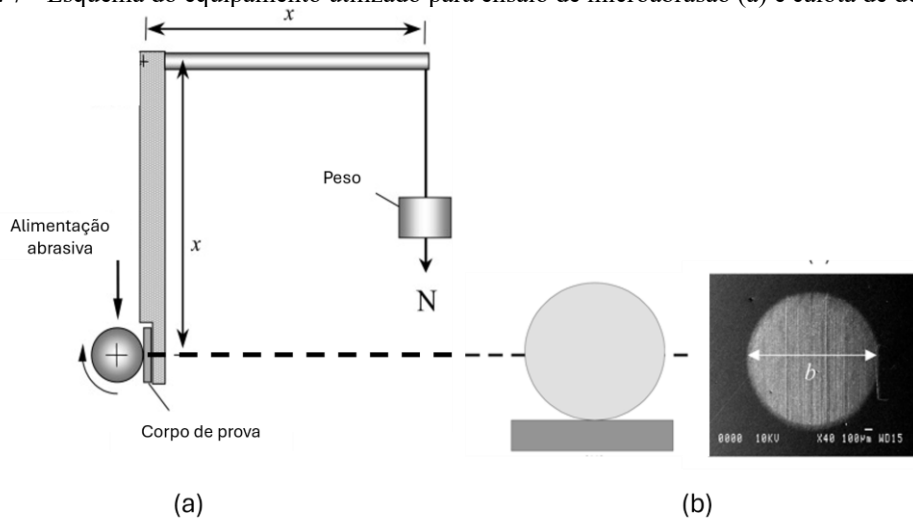
3.5 Ensaio de Microabrasão por Esfera

Entre os tipos de desgaste abrasivo, encontra-se o desgaste microabrasivo que se destaca e pode ser avaliado por ensaios específicos de microabrasão. A partir do tamanho médio das partículas abrasivas, também é possível fazer a distinção entre “desgaste abrasivo” e “desgaste microabrasivo”. O desgaste microabrasivo ocorre com participação de partículas com tamanho médio aproximadamente entre 3 μm e 6 μm (Cozza; Souza; Tanaka, 2005). Já ensaio de desgaste abrasivo envolve partículas relativamente maiores, entre 50 μm e 250 μm (Hutchings, 1992).

O ensaio de microabrasão por esfera fixa consiste na rotação de uma esfera acoplada a um eixo, em contato com a superfície de um corpo de prova, sob a presença de partículas abrasivas. O desgaste é promovido pela interação simultânea entre a esfera rotativa e o abrasivo, resultando na formação de uma calota na superfície do material ensaiado (Cozza; Souza; Tanaka, 2005). A Figura 3.7, apresenta, em (a), um esquema do equipamento utilizado e, em (b), a foto da calota de desgaste gerada durante o ensaio.

Trezona, Allsopp e Hutchings (1999) e Adachi e Hutchings (2003) mostram que, em ensaios de microabrasão com partículas livres, podem ocorrer dois mecanismos distintos de desgaste: um causado pelo deslizamento das partículas abrasivas e outro pelo seu rolamento. No primeiro caso, conhecido como abrasão de dois corpos, as partículas permanecem fixas em relação à esfera, atuando como saliências rígidas que riscam a superfície da amostra, gerando sulcos finos e paralelos. Já no segundo mecanismo, as partículas se movem livremente entre as superfícies, rolando e produzindo marcas de indentação sem uma direção definida (Trezona, Allsopp; Hutchings, 1999).

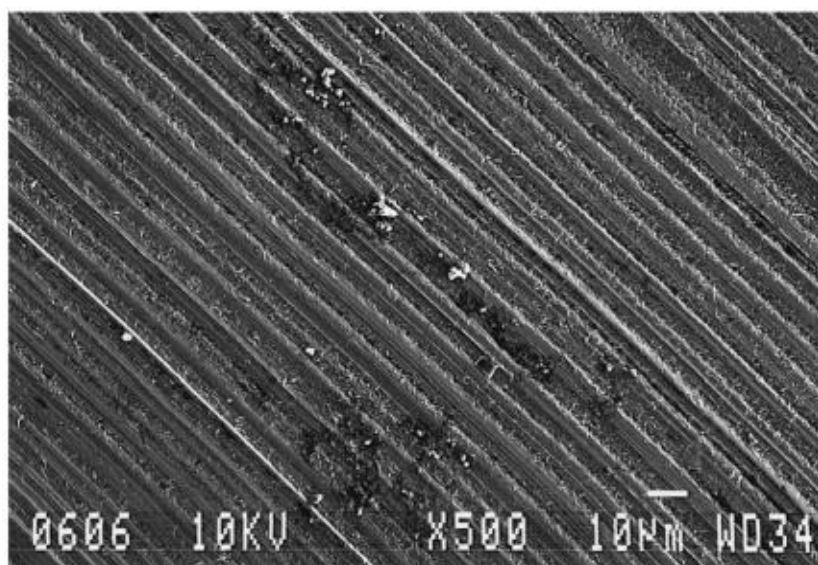
Figura 3. 7 - Esquema do equipamento utilizado para ensaio de microabrasão (a) e calota de desgaste (b).



Fonte: Adaptado de Kelly e Hutchings (2001).

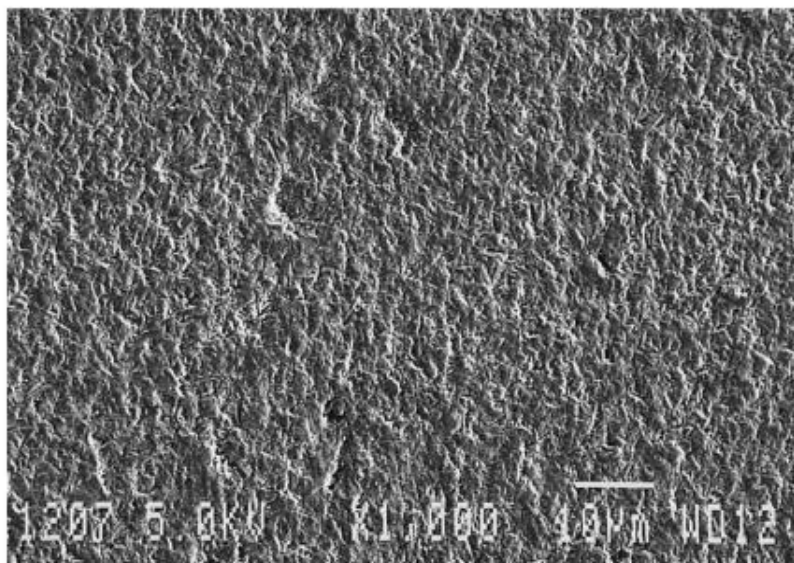
Além disso, Trezona, Allsopp e Hutchings (1999) destacam a influência da carga aplicada e da vazão de abrasivo no modo de desgaste dominante. Quando se tem altas cargas e/ou baixas concentrações de abrasivo o mecanismo dominante é de riscamento na superfície do corpo de prova, enquanto o mecanismo predominante para cargas baixas e/ou altas concentrações de abrasivos é o de rolamento, caracterizando um processo de três corpos. As Figuras 3.8 e 3.9 apresentam superfícies resultantes dessas condições (Trezona, Allsopp; Hutchings, 1999).

Figura 3. 8 - Imagem MEV da superfície produzida por altas cargas e baixas concentrações de abrasivo.



Fonte: (Trezona; Allsopp; Hutchings, 1999)

Figura 3. 9 - Imagem MEV da superfície produzida por baixas cargas e altas concentrações de abrasivo.



Fonte: (Trezona; Allsopp; Hutchings, 1999)

Fatores como o tamanho, a dureza e a concentração das partículas abrasivas presentes na suspensão são essenciais na caracterização do comportamento em desgaste microabrasivo. A interação entre essas variáveis pode provocar mudanças no tipo de desgaste predominante durante o ensaio. Alterações nesses parâmetros influenciam diretamente na intensidade do desgaste, afetando valores como a taxa, o coeficiente e o volume de material removido na forma de calota (Cozza, 2006).

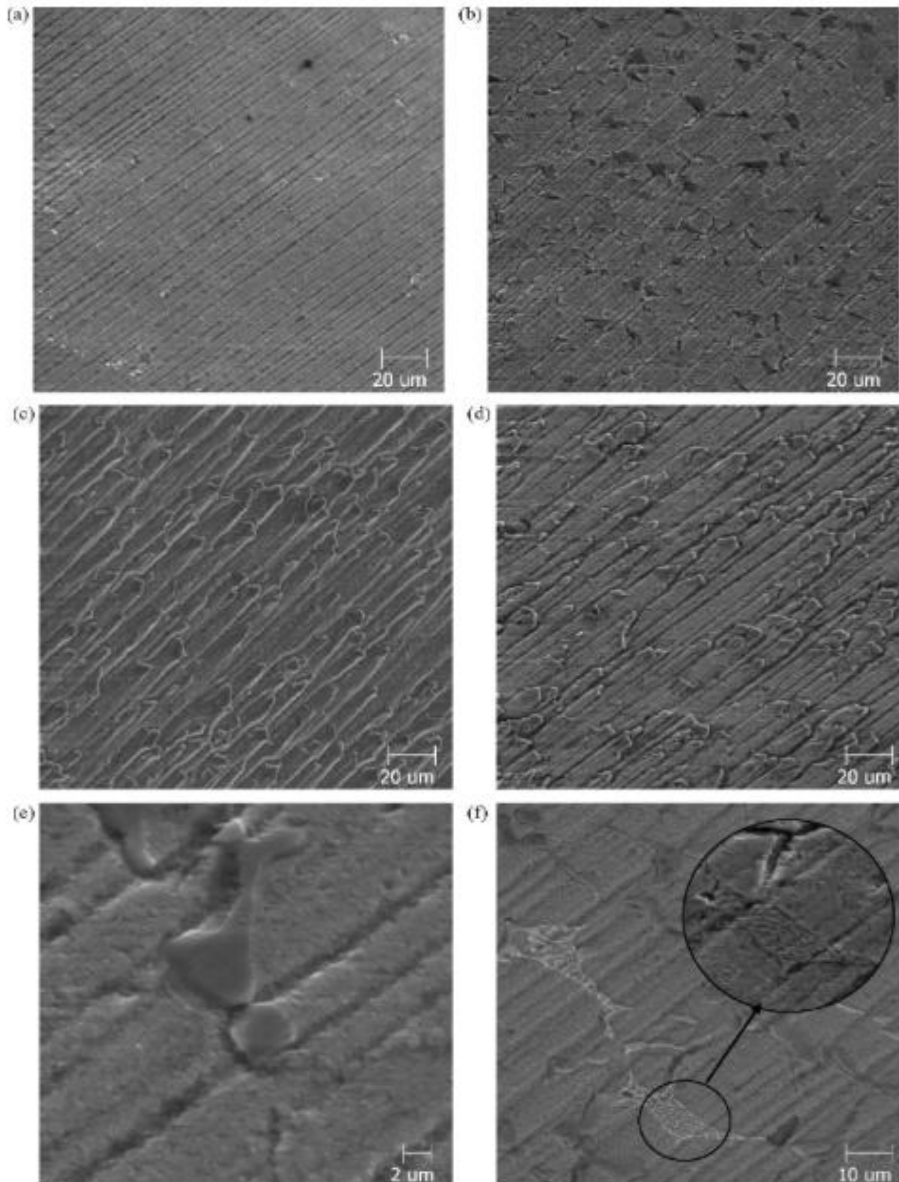
Além disso, propriedades do próprio material, como dureza e aspectos microestruturais, impactam significativamente sua resistência ao desgaste microabrasivo (Kato; Adachi, 2000; Dogan; Hawk, 1995). Contudo, vale ressaltar que a resistência ao desgaste abrasivo não depende exclusivamente do material em si, sendo também fortemente influenciada pelas condições de ensaio (Kato; Adachi, 2000; Dogan; Hawk, 1995).

Nesse contexto, Mello e Polycarpou (2010) investigaram a influência da microestrutura de ferros fundidos brancos multicomponentes em ensaios de microabrasão com esfera livre, utilizando partículas abrasivas finas. As superfícies resultantes do desgaste foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), conforme ilustrado na Figura 3.10 (a-f). Em geral, observou-se a predominância do mecanismo de sulcamento direcional, característico da abrasão a dois corpos. A maior parte das partículas abrasivas deslizou sobre a superfície do corpo de prova, sem apresentar rolamento, originando sulcos finos e paralelos.

Na Figura 3.10(a), referente à amostra sem carbonetos, os sulcos são contínuos, paralelos e uniformes, refletindo um padrão de desgaste homogêneo. Já nas Figuras 3.10 (b),

(c) e (d), observa-se que a presença de carbonetos do tipo MC causou interrupções, bifurcações e mudanças de direção nos sulcos, devido ao obstáculo mecânico oferecido por essas partículas duras. Nas Figuras 3.10 (e) e (f), associadas às amostras com carbonetos do tipo M_3C , nota-se que esses carbonetos foram em grande parte fragmentados ou riscados pelas partículas abrasivas, demonstrando a ação abrasiva intensa da suspensão (Mello; Polycarpou, 2010).

Figura 3. 10 - Morfologia da superfície de desgaste de amostras de ferro fundido branco multicomponente.



Fonte: (Mello; Polycarpou, 2010)

Nos ensaios de desgaste de microabrasão por esfera rotativa, para garantir que os resultados do ensaio sejam precisos e consistentes, é indispensável manter um controle rigoroso sobre as variáveis como a carga normal aplicada no corpo de prova, a rotação da esfera, a

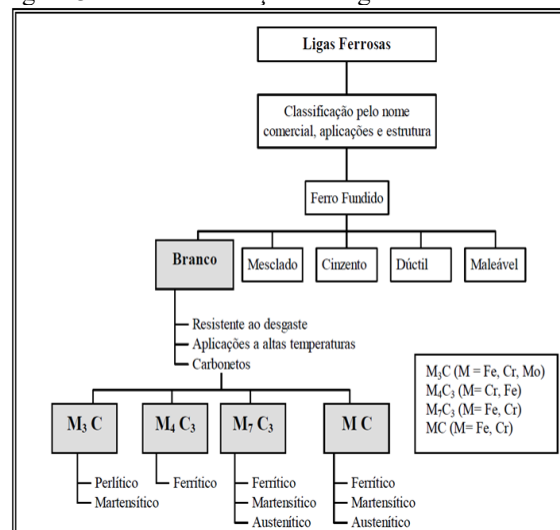
concentração da suspensão abrasiva e sua taxa de aplicação sobre a amostra. O controle adequado dessas condições assegura a repetibilidade do mecanismo de desgaste identificado (Adachi; Hutchings, 2003; Cozza 2006).

3.6 Ferro Fundido Branco

Os ferros fundidos brancos são amplamente utilizados na indústria, especialmente no campo da mineração, destacando-se por sua alta dureza e elevada resistência ao desgaste. Essa propriedade de elevada resistência ao desgaste deve-se à combinação de uma fase dura de carbonetos eutéticos dentro da matriz ferrosa (Penagos, 2016). Durante a solidificação, todo o carbono se apresenta na forma combinada de carbonetos de ferro Fe_3C (cementita), prevalecendo o equilíbrio metaestável. Com base na composição em relação ao ponto eutético, esses ferros fundidos são classificados em hipoeutéticos, eutéticos e hipereutéticos, categorias que influenciam diretamente seu comportamento mecânico (Colpaert, 2008).

A obtenção do ferro fundido branco é favorecida pela adição de elementos de liga formadores de carbonetos, como o cromo (Silva, 1999). A obtenção dessa configuração microestrutural depende do controle adequado de variáveis como a composição química da liga e a taxa de resfriamento durante o processo de solidificação. Essas condições controlam o volume e a morfologia dos carbonetos formados, bem como a natureza da matriz metálica (Albertin; Sinátorá, 2001). Na Figura 3.11 apresenta-se uma classificação de ligas ferrosas fundidas, com destaque para os ferros fundidos brancos.

Figura 3. 11 - Classificação das ligas ferrosas fundidas.



Fonte: (Novelli, 2004)

A microestrutura bruta de fundição dos ferros fundidos hipoeutéticos é tipicamente composta por uma rede de carbonetos do tipo M_7C_3 distribuída entre as dendritas de austenita (Bouhamla *et al.* 2011). Quando os carbonetos do tipo M_7C_3 se formam como a fase inicial durante a solidificação, eles assumem a morfologia de grandes cristais com estrutura hexagonal, sendo classificados como carbonetos primários (Silva, 1999).

A alta dureza dos ferros fundidos brancos é resultado de grandes quantidades de carbonetos primários ou eutéticos, ou ambos, em sua microestrutura (Israel, 2005). Com teores elevados de cromo, formam carbonetos do tipo M_7C_3 , que apresentam maior dureza que os carbonetos M_3C . São ligas que geralmente possuem composição hipoeutética. A formação de grafita na solidificação também é evitada pelo cromo, além de garantir a estabilidade dos carbonetos (Gundlach, 1998; Israel, 2005).

Em geral, a matriz martensítica é obtida por tratamento térmico, que proporciona resistência à abrasão e maior suporte aos carbonetos. Em contrapartida, os ferros fundidos brancos apresentam baixa resistência ao impacto. Por esse motivo, são usados somente em componentes para aplicações que não demandam elevadas energias de impacto (Penagos, 2016).

3.7 Ferro Fundido Branco Alto Cromo (FFBAC)

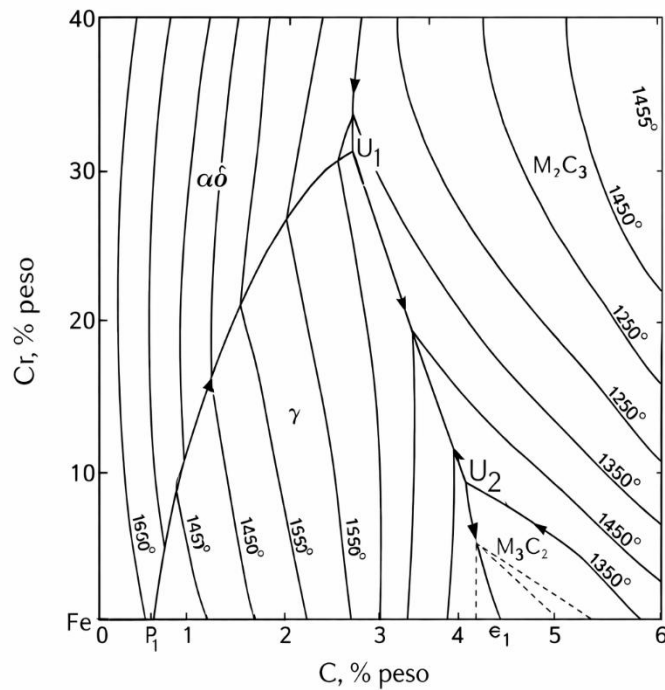
Os ferros fundidos brancos de alto teor de cromo (FFBAC) são ligas pertencentes ao sistema ternário Fe-Cr-C, apresentando concentrações de cromo entre 11% e 30% em peso, e de carbono variando de 1,8% a 3,6% (Albertin, 1993). Conforme descrito por Laird, Gundlach; Röhrig (2018), durante a solidificação dessas ligas, a superfície liquidus metaestável do diagrama ternário Fe-Cr-C favorece a formação de quatro fases distintas: austenita (γ), ferrita (δ) e os carbonetos M_3C e M_7C_3 como representado na Figura 3.12.

Conforme já destacado, os elementos de liga influenciam diretamente a microestrutura dos ferros fundidos. O cromo, em particular, promove não apenas um aumento na dureza dos carbonetos eutéticos formados durante a solidificação, mas também reduz a estabilidade da fase austenítica, conforme ilustrado na Figura 3.12. Esse fenômeno resulta em uma maior fração de carbonetos na microestrutura, mesmo sem que haja alteração no teor de carbono (Pacheco, 2018).

O carbono desempenha um papel fundamental ao reduzir a temperatura de solidificação da liga. De acordo com o diagrama ternário C-Cr-Fe (Figura 3.12), para uma composição

constante de 15% de cromo, o aumento do teor de carbono de 1,5% para 3,5% provoca uma queda na temperatura inicial de solidificação da austenita de 1400°C para 1250°C (Silva, 1999).

Figura 3. 12 - Diagrama metaestável C-Cr-Fe.



Fonte: (Thorpe; Chicco, 1985)

Dogan, Laird II e Hawk (1997) estudaram a influência das concentrações de carbono e cromo na formação de carbonetos e concluíram que a quantidade total de carbonetos (V_V) presentes na microestrutura está diretamente relacionada aos teores de carbono e cromo. Com base nessa relação, os autores desenvolveram a Equação 3.1 que permite calcular a porcentagem de carbonetos eutéticos na liga:

$$(V_V) = 14,05 (\%C) + 0,43 (\%Cr) - 22 \quad (3.1)$$

O aumento dos teores de carbono ou cromo na liga eleva a formação de carbonetos na microestrutura, conforme estabelecido na Equação 3.1. Estes carbonetos são estáveis e pouco afetados por tratamentos térmicos posteriores. Além disso, uma maior relação $(\%Cr)/(\%C)$ favorece uma maior concentração de cromo nos carbonetos (Silva, 1999).

Farah (1997) destaca que as propriedades mecânicas das ligas estão diretamente relacionadas ao volume de carbonetos eutéticos, à microestrutura da matriz metálica e à presença de carbonetos secundários. A combinação entre uma matriz adequada e os carbonetos

do tipo M_7C_3 resulta em ligas com elevada dureza, boa tenacidade e excelente resistência à abrasão.

Por essa razão, os ferros fundidos brancos de alto cromo (FFBAC) são particularmente indicados para aplicações que requerem desempenho superior em ambientes abrasivos. Isso se deve ao elevado conteúdo de carbonetos M_7C_3 , tanto primários quanto eutéticos, distribuídos em matrizes predominantemente austeníticas ou martensíticas (Santos; Guastala; Novais 2017).

Assim como em diversos materiais voltados para aplicações abrasivas, os ferros fundidos brancos de alto cromo apresentam uma relação direta entre dureza e resistência ao desgaste. Por meio de ajustes na composição química e na aplicação de tratamentos térmicos, é possível controlar e aprimorar suas propriedades, tornando o material mais adequado para suportar condições severas de abrasão (Kopycinski *et al.*, 2014).

A composição química base dos ferros fundidos brancos resistentes ao desgaste obedece a norma ASTM A532 (2023) e é apresentada na Tabela 3.1. Entretanto, é possível encontrar outros ferros fundidos brancos com composições distintas, dependendo de aplicação específica.

Tabela 3. 1 - Classificação das Ligas de Ferro Fundido Branco.

Classe	Tipo	Designação	Carbono	Manganês	Silício	Níquel	Cromo	Molibdêni
I	A	Ni-Cr-Hc	2,8-3,6	2,0 máx.	0,8 máx.	3,3-5,0	1,4-4,0	1,0 máx.
I	B	Ni-Cr-Lc	2,4-3,0	2,0 máx.	0,8 máx.	3,3-5,1	1,4-4,1	1,0 máx.
I	C	Ni-Cr-GB	2,5-3,7	2,0 máx.	0,8 máx.	4,0 máx.	1,0-2,5	1,0 máx.
I	D	Ni-HiCr	2,5-3,6	2,0 máx.	2,0 máx.	4,5-7,0	7,0-11,0	1,5 máx.
II	A	12% Cr	2,0-3,5	2,0 máx.	1,5 máx.	2,5 máx.	11,0-14,0	3,0 máx.
II	B	15% Cr-Mo	2,0-3,5	2,0 máx.	1,5 máx.	2,5 máx.	14,0-18,0	3,0 máx.
II	D	20% Cr-Mo	2,0-3,5	2,0 máx.	1,0-2,2	2,5 máx.	18,0-23,0	3,0 máx.
III	A	25% Cr	2,0-3,5	2,0 máx.	1,5 máx.	2,5 máx.	23,0-30,0	3,0 máx.

Fonte: Adaptado de ASTM A532 (2023).

Os ferros fundidos de alto cromo vem sendo continuamente aprimorados para atender às exigências de aplicação, por meio do controle da microdureza da matriz, da distribuição de carbonetos e da adição de elementos formadores de carbonetos (Penagos, 2016).

3.8 Tratamento Térmico Ferro Fundido Branco Alto Cromo

Em situações de desgaste abrasivo, os melhores desempenhos são alcançados quando o tratamento térmico visa a obtenção de matrizes martensíticas, proporcionando, de maneira geral, maior dureza associada à resistência ao desgaste. Nesses casos, o tratamento de desestabilização da matriz austenítica é o procedimento que produz os melhores resultados (Chiaverini, 2005; Silva, 2017).

De acordo com Novelli (2004), os tratamentos térmicos comumente aplicados aos ferros fundidos brancos com alto teor de cromo são:

- Tratamento térmico de têmpera: Esse tratamento busca promover uma microestrutura predominantemente martensítica. Para isso, é essencial a precipitação de carbonetos secundários, promovendo a desestabilização da austenita. A têmpera costuma ser conduzida em temperaturas entre 950°C e 1020°C, seguida de resfriamento em óleo ou ar. A microestrutura final pode conter além de martensita, outros constituintes como perlita, bainita ou combinações desses, além de possíveis frações de austenita retida, cuja presença está relacionada à composição liga e à taxa de resfriamento adotada.
- Tratamento térmico de revenimento: Esse tratamento tem como objetivo reduzir o teor de austenita residual, cuja presença está associada a ocorrência de trincas em componentes submetidos a solicitações de impacto. A redução da austenita retida pode ser promovida por revenimento isotérmico em temperaturas variando entre 450°C e 650°C, sendo a eficiência do processo dependente tanto da fração de austenita presente quanto de sua composição química.

Durante o revenimento, ocorre a precipitação de carbonetos na austenita, reduzindo seu teor de carbono e de elementos de liga, o que eleva a temperatura de início da transformação martensítica (M_s) e favorece sua conversão em martensita. No entanto, temperaturas ou tempos de revenimento excessivos podem comprometer a dureza do material, levando a redução de sua resistência ao desgaste (Novelli, 2004).

No estudo conduzido por Farah (1997), os ensaios de desgaste realizados em um tribômetro do tipo pino contra disco rotativo demonstraram que o incremento na dureza do material está diretamente associado ao aumento da resistência ao desgaste abrasivo. Os melhores resultados foram observados em microestruturas contendo carbonetos M_7C_3 com morfologia descontínua, distribuídos em uma matriz majoritariamente martensítica. Essa

configuração apresentou desempenho superior em comparação à microestrutura composta por matriz predominantemente austenítica e carbonetos M_7C_3 contínuos.

Devido à elevada concentração de cromo, os carbonetos do tipo M_7C_3 apresentam dureza elevada, variando entre 1000HV e 1800HV, o que contribui significativamente para o aumento da resistência ao desgaste por abrasão. A quantidade desses carbonetos na microestrutura cresce conforme se eleva o teor de cromo na composição da liga, refletindo também em maiores valores de dureza (Farah, 1997).

Além disso, tanto o cromo quanto o carbono exercem influência significativa sobre a resposta dos ferros fundidos brancos de alto cromo aos tratamentos térmicos. Conforme Maratray, Usseglio e Nanot (1970), o aumento da relação entre os teores de cromo e carbono $(\%Cr)/(\%C)$ resulta em um maior teor de cromo dissolvido na matriz $(\%Cr_m)$ que pode ser estimado a partir da Equação 3.2:

$$(\%Cr_m) = 1,95 [(\%Cr)/(\%C)] - 2,47 \quad (3.2)$$

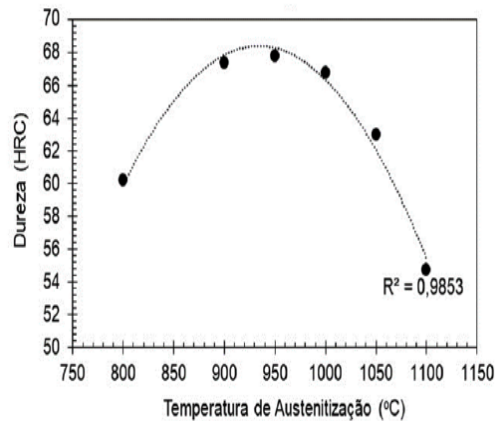
O cromo e o carbono combinados aumentam a temperabilidade na medida em que a relação $(\%Cr)/(\%C)$ se eleva. O efeito do aumento desta relação se deve ao aumento da quantidade de cromo em solução, impactando tanto nas transformações isotérmicas quanto no resfriamento contínuo (Sinatora; Albertin, 1991).

Tabrett, Sare e Ghomashchi (1996) avaliaram os efeitos da temperatura de austenitização em relação à dureza da matriz. Em temperaturas elevadas, a austenita absorve maiores quantidades de carbono, o que inibe a formação de carbonetos durante o aquecimento. Esse enriquecimento da matriz em carbono reduz a temperatura de transformação martensítica (M_s), favorecendo a retenção de austenita após o resfriamento ao ar e, por consequência, diminuição da dureza final do material. Em contrapartida, quando o tratamento é conduzido em temperaturas mais baixas, ocorre uma precipitação mais expressiva de carbonetos, o que reduz significativamente o carbono disponível na matriz. Isso promove a formação de uma martensita com baixo teor de carbono que, embora esteja presente em maior fração, apresenta dureza inferior (Tabrett; Sare; Ghomashchi, 1996).

A Figura 3.13, mostra a influência da temperatura de austenitização sobre a dureza da matriz (Pinedo; Magnabosco, 2024). Observa-se que a dureza tende a aumentar com a elevação da temperatura de austenitização até um limite específico, após o qual ocorre uma redução. Esse comportamento está relacionado ao processo de coalescimento dos carbonetos e a consequente

redução de sua fração volumétrica, o que resulta na diminuição da microdureza da matriz metálica e da dureza da liga para temperaturas superiores a 1000°C, conforme mostrado na Figura 3.13 (Ortega-Cubillos *et al.*, 2015).

Figura 3. 13 - Variação da dureza da matriz após têmpera em diferentes temperaturas de austenitização.

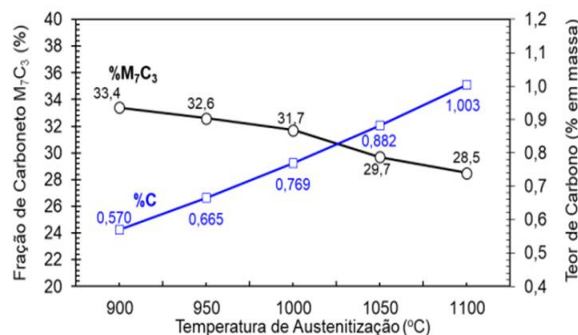


Fonte: (Pinedo; Magnabosco, 2024)

A dureza do material é um dos fatores mais relevantes que influenciam a resistência ao desgaste abrasivo. No entanto, a dureza por si só não é suficiente para descrever adequadamente essa resistência ao desgaste (Zum Gahr, 1987). Parâmetros microestruturais como a quantidade de carbonetos primários ou secundários, martensita temperada ou não temperada, austenita retida e tensões residuais são fatores importantes que devem ser considerados na previsão do comportamento ao desgaste abrasivo desses materiais (Pacheco, 2018)

Pinedo e Magnabosco (2024) analisaram que a fração de carbonetos M_7C_3 dissolvidos diminui com o aumento da temperatura de austenitização, ocorrendo simultâneo enriquecimento de carbono a austenita, conforme apresentado na Figura 3.14.

Figura 3. 14 - Variação da fração de carbonetos eutéticos e do teor de carbono dissolvido na matriz após a têmpera em diferentes temperaturas de austenitização



Fonte: (Pinedo; Magnabosco, 2024)

A quantidade de carbonetos presentes na microestrutura, expressa pela fração volumétrica, desempenha um papel crucial na resistência ao desgaste (Albertin; Sinatora, 2001). No estudo conduzido por Zum Gahr e Eldis (1980), foram avaliadas alterações na composição química de ferros fundidos brancos que resultaram em variações do volume de carbonetos do tipo M_7C_3 entre 7% e 45%, além de mudanças estruturais da matriz obtidas por tratamento térmico. Os autores constataram que essas variações na fração de carbonetos impactaram de forma significativa a taxa de desgaste abrasivo dos materiais.

Dessa forma, ressalta-se a importância de tratamentos térmicos precisos para garantir as propriedades fundamentais dessas ligas, posicionando os FFBAC como materiais ideais quando o objetivo é obter alta dureza e resistência superior ao desgaste abrasivo.

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A descrição dos materiais utilizados e o detalhamento experimental para aquisição de dados presentes neste trabalho são apresentados neste capítulo.

4.1 Materiais

Neste trabalho, foram analisadas amostras extraídas de duas bolas de moinho, fabricadas em ferro fundido branco de alto teor de cromo, identificadas como ACr1 e ACr2, fornecidas por empresas comerciais distintas. A caracterização química dos corpos moedores foi realizada por meio de espectrometria de emissão óptica, conduzida nas instalações da VDL Siderúrgica de Itabirito Ltda. Os resultados obtidos estão apresentados na Tabela 4.1.

Tabela 4. 1 - Composição químicas dos corpos moedores (% em peso).

Identificação	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Fe
ACr1 (18Cr-2,9C)	2,885	0,310	0,489	0,038	0,017	17,610	0,183	Bal.
ACr2 (16Cr-3,0C)	3,011	0,273	0,271	0,040	0,035	15,973	0,075	Bal.

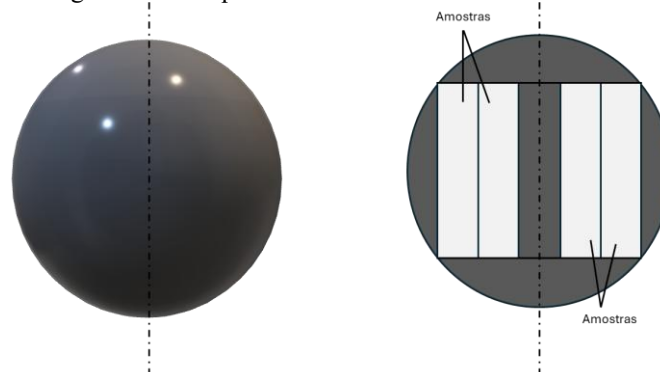
Fonte: Próprio autor, 2025.

4.2 Metodologia

4.2.1 Corte das amostras

Para análise microestrutural e caracterização dos materiais, foram retiradas 6 amostras ao longo do diâmetro de cada corpo moedor, de acordo com o esquema apresentado na Figura 4.1. Os cortes das amostras foram realizados por eletroerosão a fio no laboratório do Instituto Tecnológico Vale, com dimensões padronizadas de 24,5mm x 12,7mm x 7mm.

Figura 4. 1 - Esquema de corte de bolas em eletroerosão.



Fonte: Próprio autor, 2025.

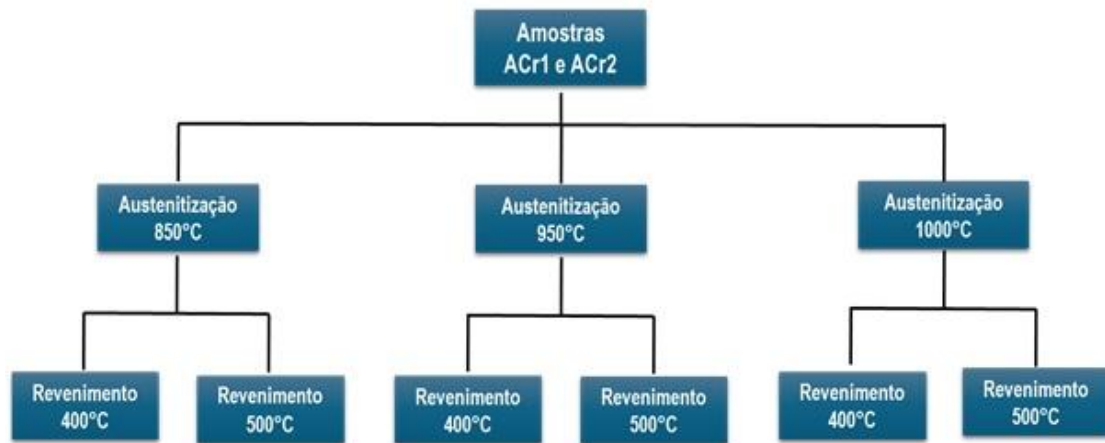
4.2.2 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos foram executados em duas fases:

- 1 Têmpera: reaquecimento das amostras até a temperatura de transformação no campo austenítico e manutenção das amostras nessa temperatura até completa homogeneização da temperatura ao longo da amostra (tempo de encharque). Posteriormente as amostras foram resfriadas rapidamente utilizando-se óleo de têmpera como meio refrigerante;
- 2 Revenimento: reaquecimento das amostras até temperatura abaixo da zona crítica e manutenção da mesma nesta temperatura por um certo período de tempo.

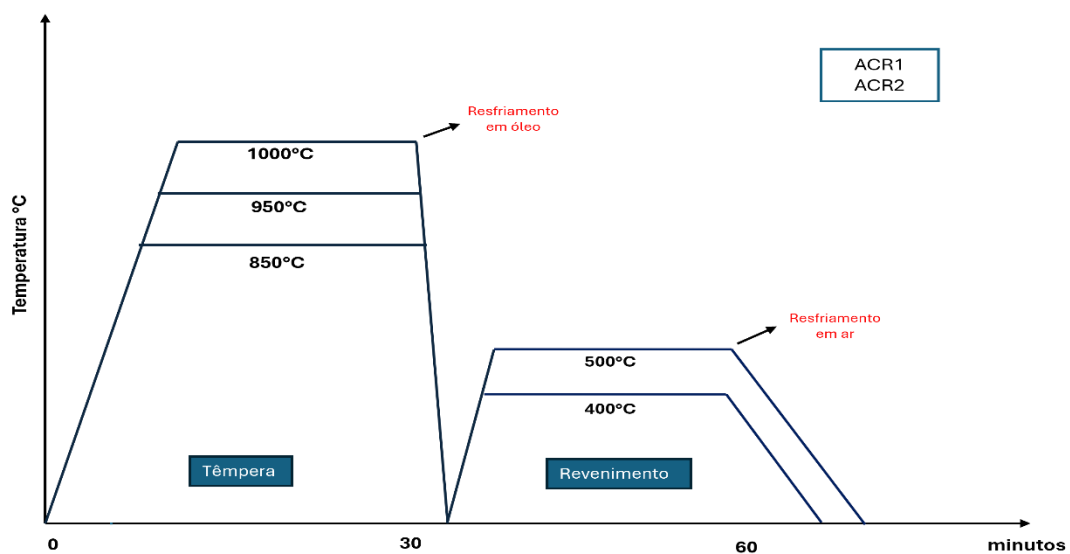
A sequência dos tratamentos térmicos é apresentada no fluxograma da Figura 4.2.

Figura 4. 2 - Fluxograma dos Tratamentos Térmicos das amostras ACr1 e ACr2.



Fonte: Próprio autor, 2025.

Figura 4. 3 – Ciclo de Tratamentos Térmicos das amostras ACr1 e ACr2.



Fonte: Próprio autor, 2025.

4.2.2.1 Tratamento térmico de têmpera

Para o tratamento térmico de têmpera, as amostras foram aquecidas até a temperatura de transformação no campo austenítico. Para isso, as amostras foram organizadas em três lotes, cada um contendo quatro amostras, sendo duas amostras do material ACr1 e duas do ACr2, para cada uma das temperaturas de austenitização selecionadas: 850°C, 950°C e 1000°C. Ao todo, foram tratadas 12 amostras, igualmente distribuídas entre os dois tipos de liga, sendo 6 amostras de ACr1 e 6 amostras de ACr2. A escolha das temperaturas de têmpera foi baseada nos trabalhos de Faria *et al.*, 2020, Albertin *et al.*, 2011, Morales, Hormaza e Méndez, 2009, Ortega-Cubillos *et al.*, 2015 e Higuera-Cobos, Dumitru e Mesa-Grajales, 2016.

Cada lote foi submetido ao tratamento térmico em forno do tipo mufla, sem controle de atmosfera. O tempo de encharque foi estabelecido em 30 minutos, de acordo com as dimensões da amostra, com o objetivo de assegurar a homogeneidade térmica em toda a seção das amostras.

Posteriormente as amostras foram resfriadas rapidamente utilizando-se óleo como meio refrigerante. Este tratamento tem o intuito de garantir a formação de uma microestrutura majoritariamente formada por martensita.

4.2.2.2 Tratamento térmico de revenimento

Após a têmpera, as amostras foram reaquecidas também em forno mufla, sem controle de atmosfera, em temperaturas de 400°C e 500°C por 30 minutos. Esse tratamento promove o alívio das tensões residuais geradas pela transformação martensítica durante a têmpera, melhorando propriedades mecânicas como ductilidade do material. A escolha das temperaturas de revenimento foi baseada nos trabalhos de Albertin *et al.*, 2011, Zeytin *et al.*, 2011, Tabrett, Sare e Ghomeshchi, 1996, Gonzáles-Pociño *et al.*, 2021, Pariente e Belzunce, 2006 e Purba *et al.*, 2023.

4.3 Caracterização Metalográfica das Amostras

Após os tratamentos térmicos, as amostras foram embutidas a quente e preparadas conforme padrão de preparação metalográfica da Norma ASTM E3-11 (2017), seguidas de polimento com pastas de diamante de 6µm, 3µm e 1µm. Em seguida, para fins de revelação da

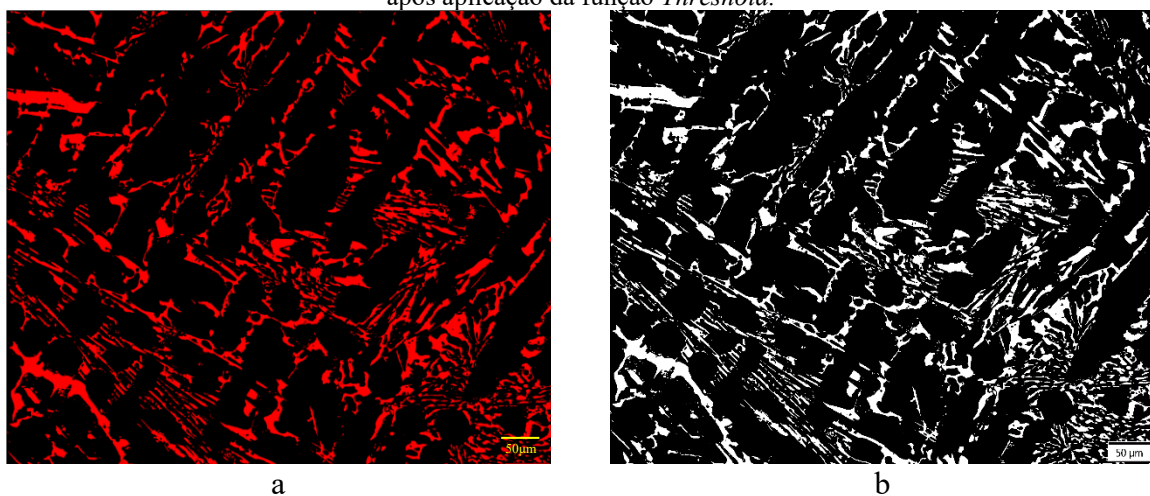
microestrutura, foi realizado o ataque químico utilizando-se o reagente Vilella (1g ácido pícrico, 5ml HCl, 95ml álcool etílico PA) por imersão durante 7 segundos.

4.3.1 Microscopia óptica

A microscopia óptica das regiões ao longo da amostra foi executada utilizando-se um microscópio óptico OLYMPUS BX53MTRF-S do laboratório de Tribologia do Instituto Tecnológico Vale - ITV. Para cada região analisada, foram obtidas três micrografias para maior representatividade da microestrutura, com ampliações de 100x, 200x e 500x.

A quantificação da fração volumétrica de carbonetos foi realizada para auxiliar na interpretação dos resultados de desgaste abrasivo. Foram capturadas dez imagens da superfície de diferentes regiões de cada amostra, com ampliação de 200X. As imagens foram analisadas com o *software ImageJ*, obtendo-se uma média de 10 medições da fração volumétrica dos carbonetos. A Figura 4.4 apresenta um exemplo da sequência de análise das imagens para determinação da fração volumétrica de carbonetos. Na Figura 4.4a é apresentada a imagem da estrutura a ser analisada, obtida por microscopia eletrônica de varredura, carregada no *software ImageJ*, distinguindo a matriz martensítica, em preto, e os carbonetos, em vermelho. A Figura 4.4b corresponde à aplicação da função *Threshold*, sendo a região em branco correspondente aos carbonetos, que são quantificados.

Figura 4. 4 - Exemplo da sequência de análise das imagens para determinação da fração volumétrica de carbonetos: (a) análise com *software ImageJ* para obtenção da fração volumétrica de carbonetos e (b) imagem após aplicação da função *Threshold*.



Fonte: Próprio autor, 2025.

4.3.2 Microscopia eletrônica de varredura

A análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada utilizando o equipamento Hitachi SU3500 do laboratório de Tribologia do Instituto Tecnológico Vale - ITV. A partir da microscopia eletrônica de varredura foram obtidas imagens via detecção de elétrons retroespalhados e elétrons secundários das amostras após preparação metalográfica e ataque químico com reagente Vilela.

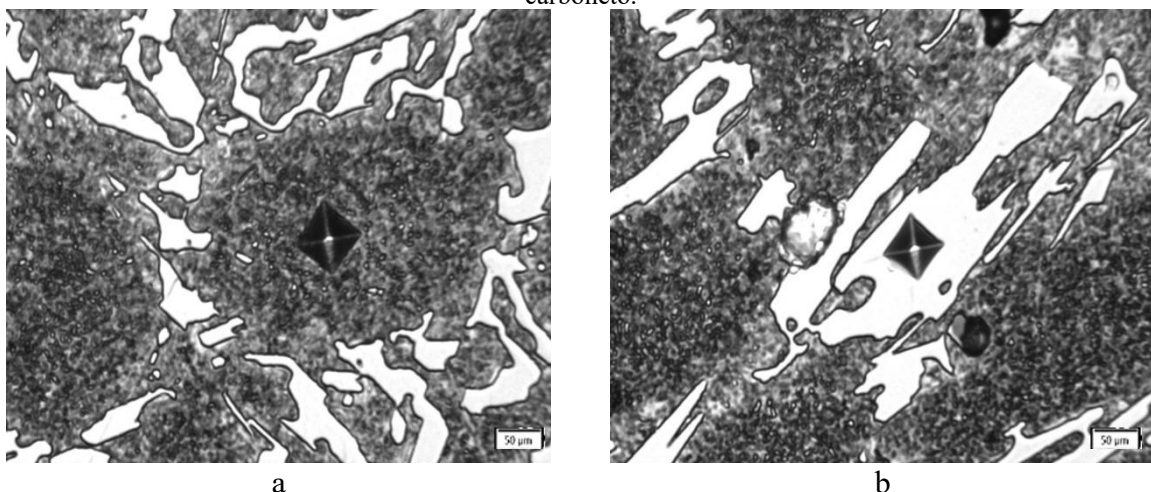
4.3.3 Ensaios de dureza e microdureza

Para análise da macrodureza, foi utilizado um durômetro Vickers Mitutoyo HV-100, utilizando-se um indentador de diamante e 30kgf de carga aplicada (HV30) em um tempo de 15 segundos.

O ensaio de microdureza utilizado para a avaliação mais precisa da dureza da matriz e dos carbonetos presentes nas amostras foi realizado no equipamento Shimadzu HVM-G21-XY-D com carga aplicada de 100gf (HV0,1) em um tempo de 15 segundos. Ambos os ensaios foram realizados no laboratório de Tribologia do Instituto Tecnológico Vale.

Foram avaliadas a dureza e microdureza ao longo do comprimento dos corpos de prova antes e após os tratamentos térmicos. A Figura 4.4, apresenta a indentação de microdureza Vickers da matriz (Figura 4.4a) e do carboneto (Figura 4.4b) em uma das amostras.

Figura 4. 5 – Indentações do ensaio de microdureza Vickers: (a) Indentação na matriz e b) Indentação no carboneto.



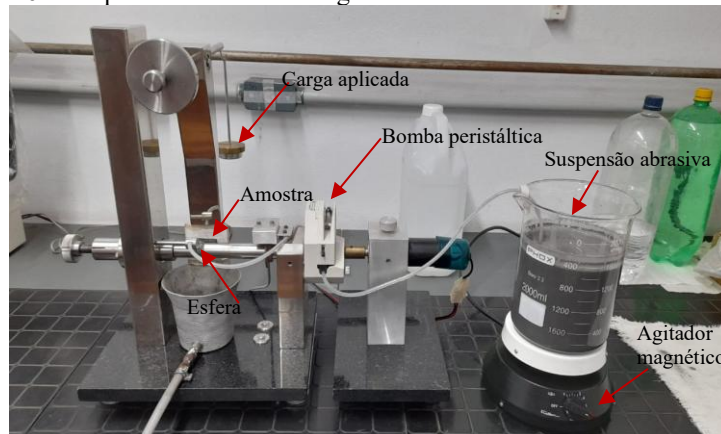
Fonte: Próprio autor, 2025.

4.4 Ensaio de Microabrasão

Os ensaios de microabrasão foram realizados em triplicata em um abrasômetro de esfera rotativa fixa. As amostras foram preparadas seguindo o padrão de preparação metalográfica (Norma ASTM E3-11, 2017) e polimento com pasta de diamante de 6 μ m. Para realização dos experimentos foi utilizada uma esfera de aço AISI 52100, de diâmetro 25mm. Como abrasivo, foi utilizada uma suspensão de 200g/L de SiC F1200 em água destilada. A carga aplicada foi de 1N, a distância percorrida de deslizamento de 180m e a velocidade de rotação da esfera de 100rpm. Os parâmetros adotados no ensaio foram baseados nos trabalhos de Rutherford e Hutchings, 1997, Adachi e Hutchings, 2003 e Cozza, 2011.

Os ensaios de resistência ao desgaste foram executados no abrasômetro do Laboratório de Fundição e Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto (Figura 4.5).

Figura 4. 6 - Máquina de ensaio de desgaste microabrasivo com esfera rotativa fixa.



Fonte: Próprio autor, 2024.

Após a realização dos ensaios, foram feitas as medições dos diâmetros das calotas resultantes do ensaio de desgaste, utilizando uma lupa metalográfica eletrônica. Além disso, foi realizada a caracterização das superfícies de desgaste das amostras de ensaio via microscopia eletrônica de varredura para determinação dos mecanismos de desgaste atuantes.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As análises dos resultados obtidos no presente trabalho são apresentadas neste capítulo e foram divididos em três partes principais. Inicialmente, é apresentada a caracterização microestrutural qualitativa e quantitativa das amostras, tanto no estado de entrega quanto após os tratamentos térmicos, a fim de melhor entender como a composição química e o tratamento térmico influenciam nas propriedades, como por exemplo a dureza. Em seguida, é apresentada a análise comparativa nas duas condições, buscando compreender o efeito do tratamento térmico sobre a microestrutura e propriedades do ferro fundido branco alto cromo. Por fim, a última parte aborda o comportamento tribológico das amostras tratadas termicamente e no estado de entrega, frente ao desgaste abrasivo por meio do ensaio de microabrasão.

5.1 Caracterização Microestrutural

As microestruturas das amostras ACr1 e ACr2 no estado de entrega são apresentadas na Figura 5.1. A Figura 5.1 (a) até (d) apresenta as micrografias ópticas e eletrônicas de varredura das amostras ACr1 e ACr2 no estado de entrega. As micrografias ópticas (MO) foram obtidas com aumento de 500x, Figuras 5.1 (a) e (b), enquanto as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram capturadas com aumento de 1000x, Figuras 5.1 (c) e (d).

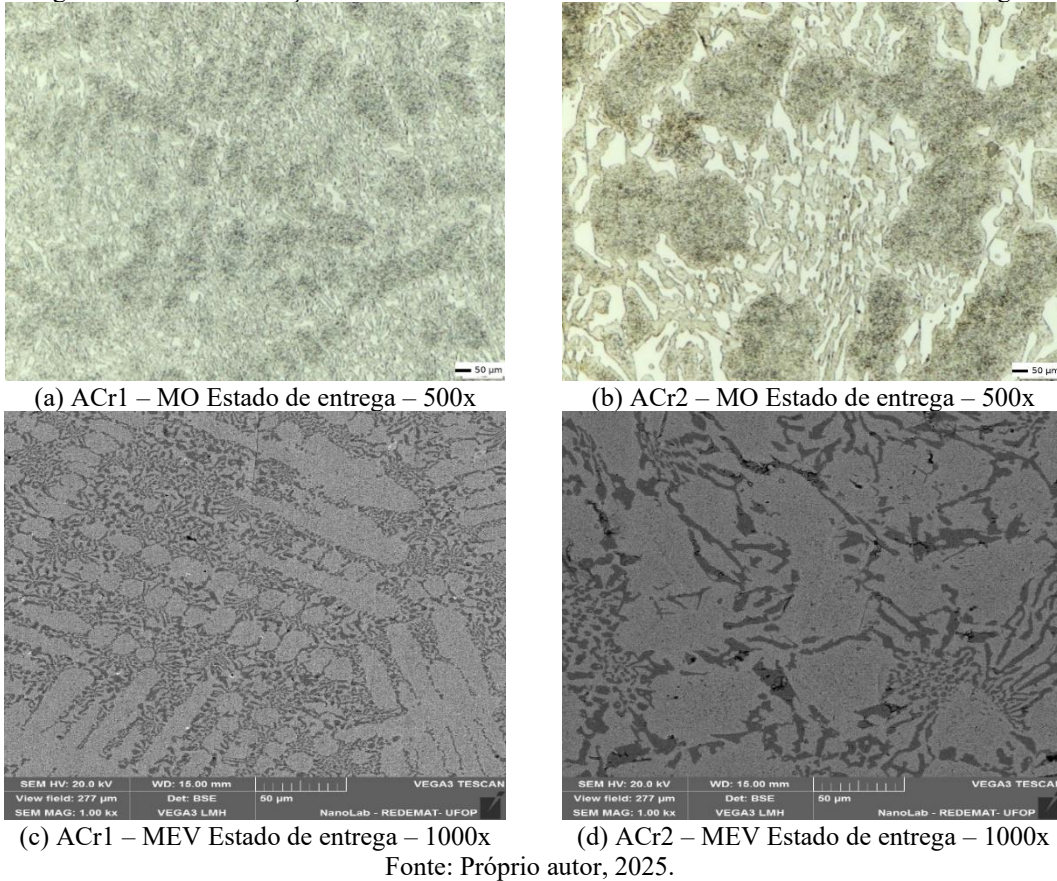
Ambas as ligas das amostras são caracterizadas como ferros fundidos brancos hipoeutéticos de alto cromo, conforme apontado pelas composições químicas apresentadas na Tabela 4.2. Entretanto, diferenças morfológicas entre as amostras são evidentes.

A microestrutura da amostra ACr1 é composta predominantemente por uma matriz martensítica e carbonetos primários do tipo M_7C_3 com morfologia eutética. Observa-se ainda a presença de carbonetos secundários M_7C_3 precipitados de forma refinada na matriz. A micrografia da Figura 5.1(c) evidencia a distribuição homogênea dos carbonetos, característica de um ferro fundido branco hipoeutético, apresentando uma estrutura refinada.

A amostra ACr2 apresenta uma microestrutura com carbonetos M_7C_3 primários e matriz igualmente martensítica, com carbonetos secundários precipitados, porém com estrutura mais grosseira em comparação com a amostra ACr1, o que pode ser observado na comparação entre as micrografias apresentadas nas Figuras 5.1 (a), (b), (c) e (d).

Nas imagens de MEV (Figura 5.1 c e d), os carbonetos primários e secundários do tipo M_7C_3 correspondem à fase de cor escura e a matriz é a fase de cor cinza.

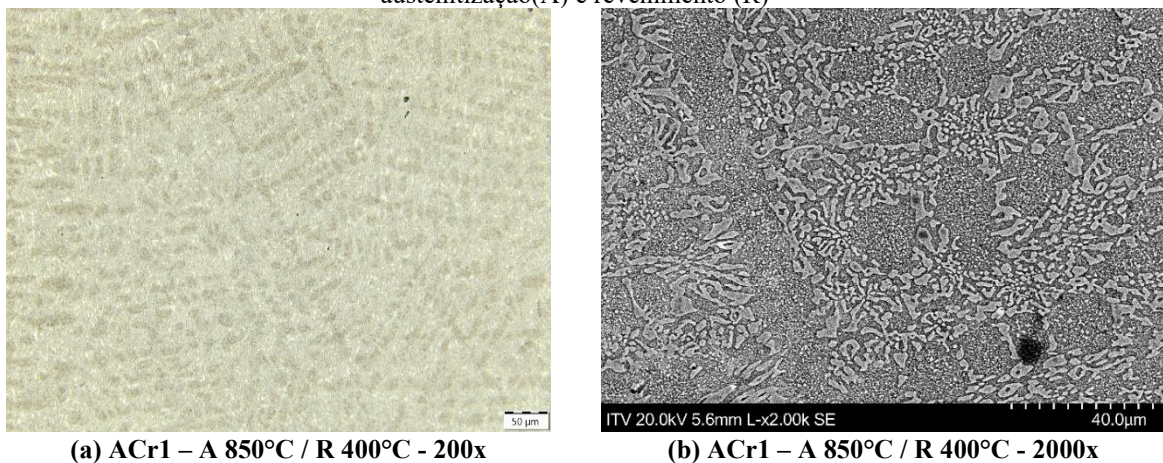
Figura 5.1 - Caracterização microestrutural das amostras ACr1 e ACr2 em estado de entrega.

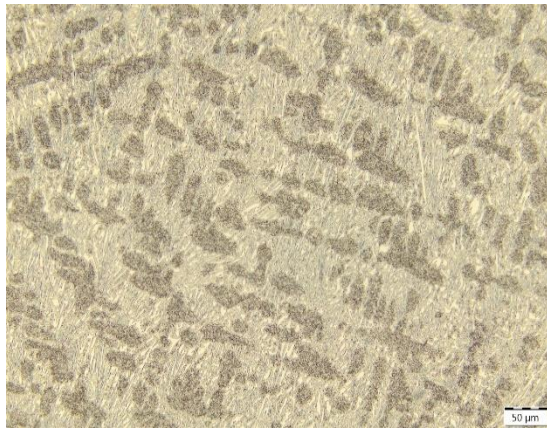


5.1.1 Análise das amostras ACr1

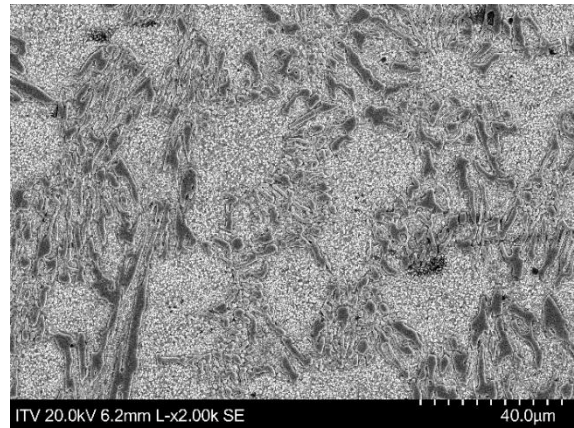
As Figuras 5.2 (a-j) apresentam as micrografias ópticas e eletrônicas de varredura das amostras ACr1 submetidas a diferentes temperaturas de tratamento térmico de têmpera e revenimento. Os tratamentos térmicos de têmpera foram realizados nas temperatura de 850°C, 950°C e 1000°C para desestabilização da austenita, seguidos de revenimentos a 400°C e 500°C.

Figura 5.2 - Microestrutura das amostras ACr1 tratadas termicamente para diferentes temperaturas de austenitização(A) e revenimento (R)





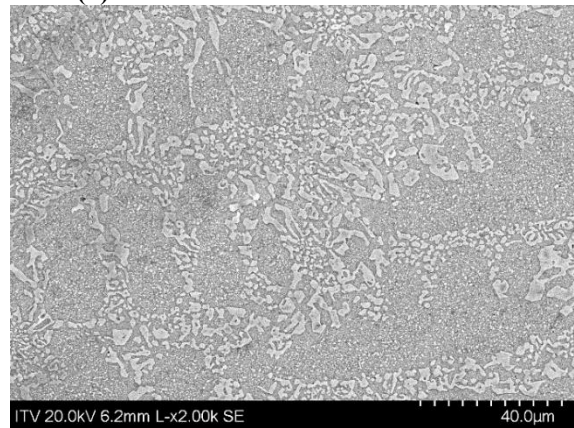
(c) ACr1 – A 850°C / R 500°C - 200x



(d) ACr1 – A 850°C / R 500°C - 2000x



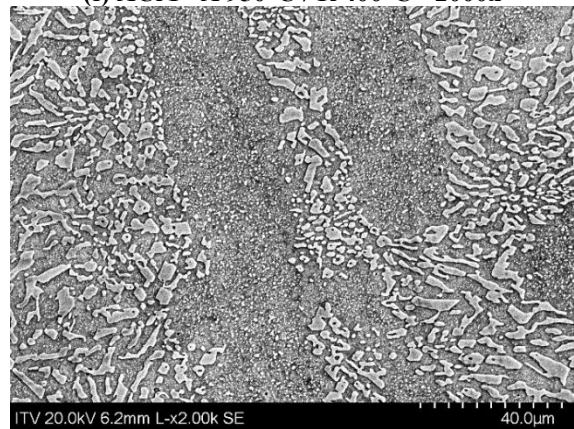
(e) ACr1 – A 950°C / R 400°C - 200x



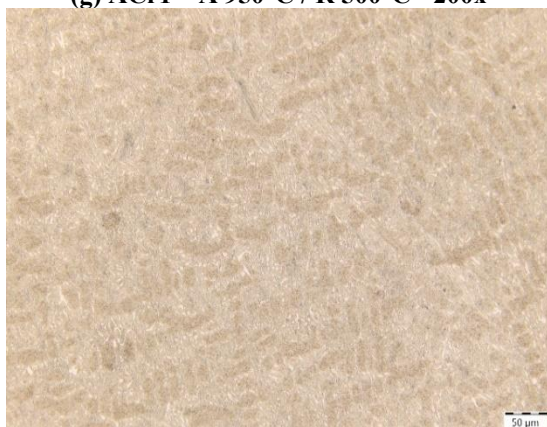
(f) ACr1 – A 950°C / R 400°C - 2000x



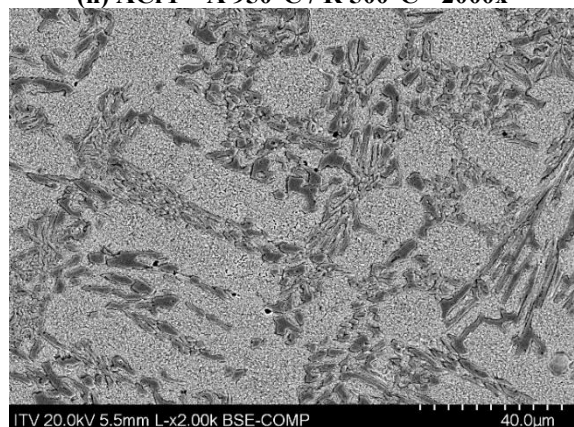
(g) ACr1 – A 950°C / R 500°C - 200x



(h) ACr1 – A 950°C / R 500°C - 2000x



(i) ACr1 – A 1000°C / R 400°C - 200x



(j) ACr1 – A 1000°C / R 400°C - 2000x

Fonte: Próprio autor, 2025.

As micrografias das amostras ACr1 temperadas a 850°C são apresentadas nas Figuras 5.2 (a) e (b) revenidas a 400°C e (c) e (d) revenidas a 500°C. Pode -se observar uma microestrutura com matriz martensítica, com carbonetos eutéticos M_7C_3 e precipitação de carbonetos secundários. Observa-se que o revenimento a 500°C promoveu maior precipitação de carbonetos finos na matriz, quando comparado ao revenimento a 400°C. A microestrutura mostra refinamento e distribuição mais homogênea dos carbonetos, sendo indicativo de uma transformação eficiente da austenita.

As micrografias das amostras ACr1 temperadas a 950°C são apresentadas nas Figuras 5.2 (e) e (f) revenidas a 400°C e (g) e (h) revenidas a 500°C. As imagens mostram um aumento no tamanho dos carbonetos secundários, resultado da maior temperatura de austenitização. Nas Figuras 5.2 (g) e (h), a presença de carbonetos secundários finamente dispersos se intensifica, sobretudo na amostra revenida a 500°C.

As Figuras 5.2 (i) e (j) apresentam a condição de maior temperatura de têmpera, 1000°C, entre todas as amostras. A micrografia eletrônica de varredura da Figura 5.2j revela a precipitação de carbonetos secundários e também indícios de coalescimento de carbonetos. Devido a problemas técnicos, não foi possível obter as imagens das amostras ACr1 temperada a 1000° e revenida a 500°C.

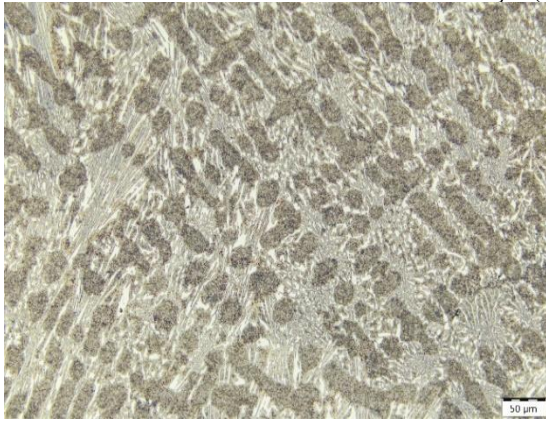
5.1.2 Análise das amostras ACr2

As micrografias apresentadas na Figura 5.3 ilustram a evolução microestrutural da liga ACr2 submetida a diferentes condições de têmpera e revenimento. As imagens foram obtidas por microscopia óptica com aumento de 200x e microscopia eletrônica de varredura com aumento de 2000x, permitindo observar tanto a morfologia geral dos carbonetos quanto os detalhes das fases presentes.

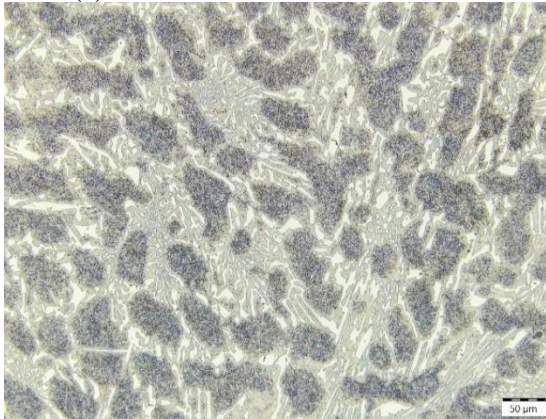
Comparativamente às microestruturas das amostras ACr1, verifica-se que nas amostras ACr2 os carbonetos secundários precipitados na matriz são mais grosseiros.

Nas amostras austenitizadas e temperadas a 850°C, seguidas de revenimento a 400°C (Figuras 5.3 (a) e (b)), observa-se uma matriz predominantemente martensítica com a presença de carbonetos eutéticos primários M_7C_3 dispersos.

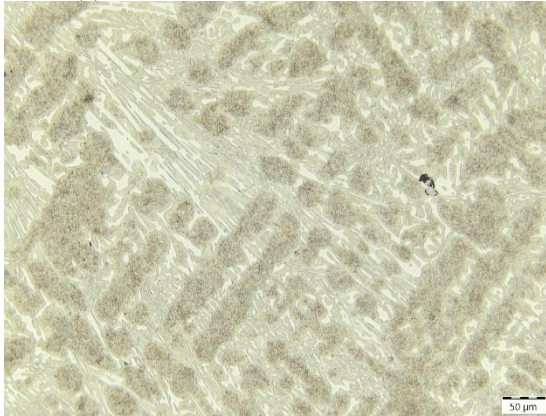
Figura 5.3 - Microestrutura das amostras ACr2 tratadas termicamente para diferentes temperaturas de austenitização(A) e revenimento (R).



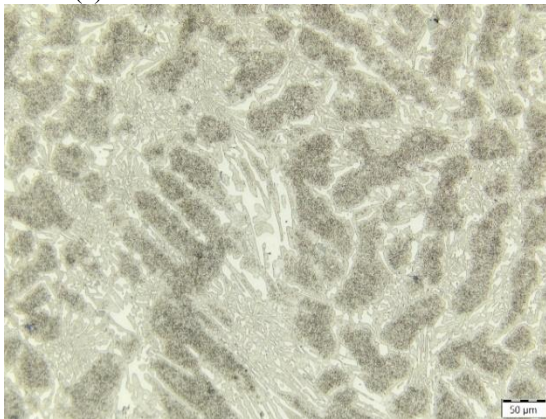
(a) ACr2 – A 850°C / R 400°C - 200x



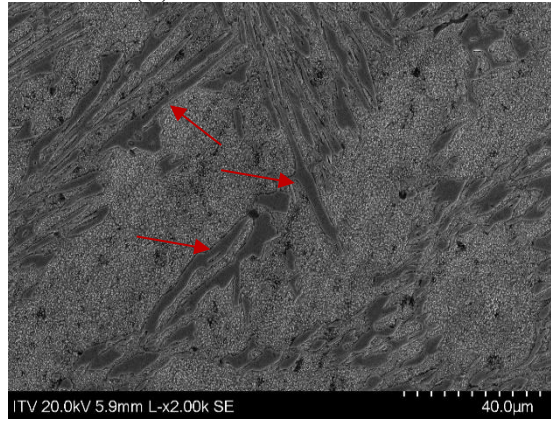
(c) ACr2 – A 850°C / R 500°C - 200x



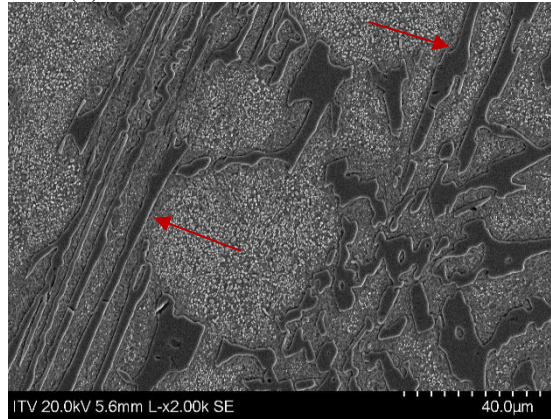
(e) ACr2 – A 950°C / R 400°C - 200x



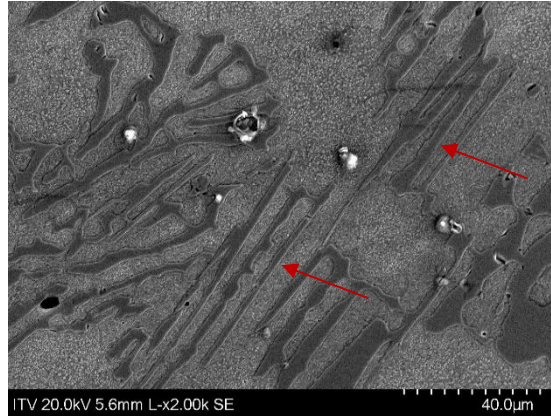
(g) ACr2 – A 950°C / R 500°C - 200x



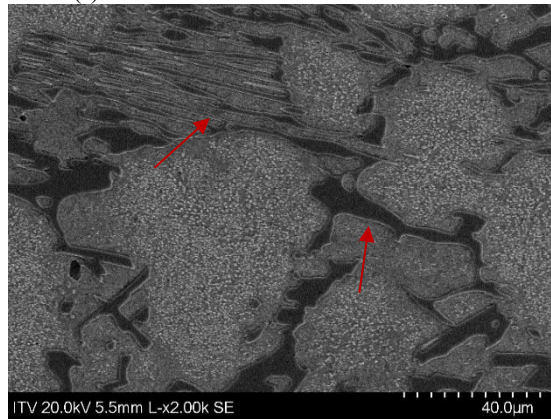
(b) ACr2 – A 850°C / R 400°C - 2000x



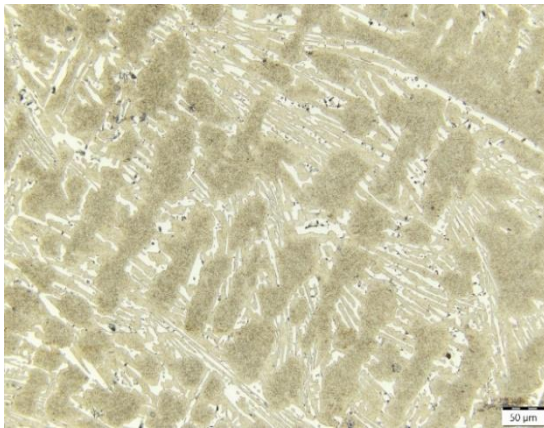
(d) ACr2 – A 850°C / R 500°C - 2000x



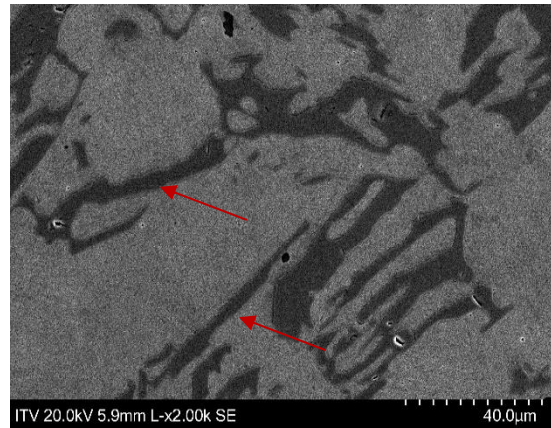
(f) ACr2 – A 950°C / R 400°C - 2000x



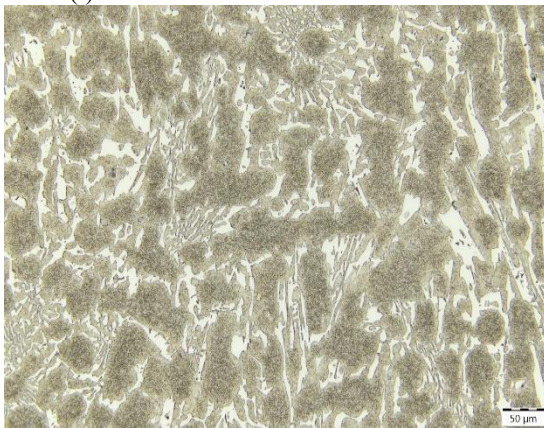
(h) ACr2 – A 950°C / R 500°C - 2000x



(i) ACr2 – A 1000°C / R 400°C - 200x



(j) ACr2 – A 1000°C / R 400°C – 2000x



(k) ACr2 – A 1000°C / R 500°C - 200x



(l) ACr2 – A 1000°C / R 500°C – 2000x

Fonte: Próprio autor, 2025.

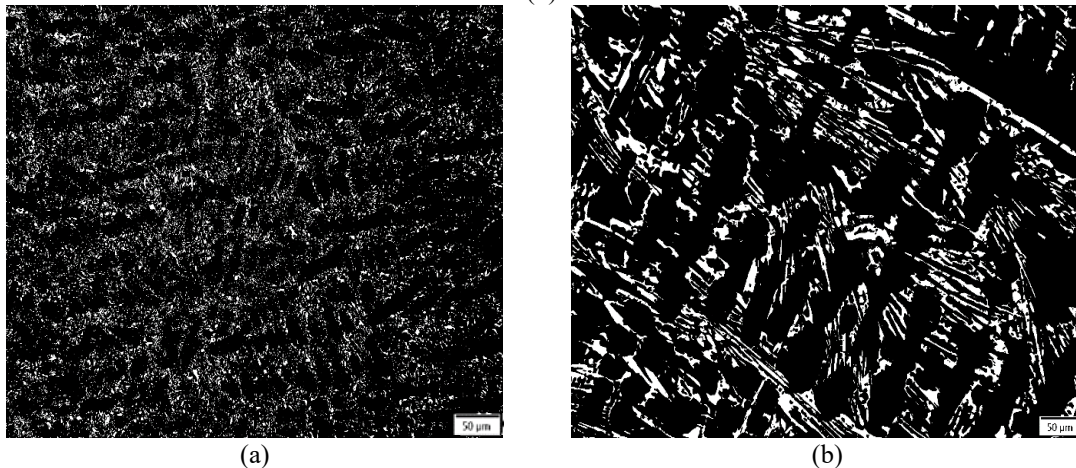
Com o aumento da temperatura de revenimento para 500°C, nas amostras tratadas a 850°C (Figuras 5.3 (c) e (d)), verificou-se o coalescimento dos carbonetos secundários precipitados na matriz de forma mais clara do que nas amostras ACr1, em função da estrutura mais grosseira das amostras ACr2. O mesmo comportamento foi observado para as amostras temperadas a 950°C (Figuras 5.3 (e-f), (g-h) e a 1000°C (Figuras 5.3 (i-j), (k-l)) com os carbonetos secundários apresentando coalescimento com o aumento da temperatura de revenimento.

Nas imagens da Figura 5.3, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, a identificação de carbonetos com morfologia em bastonetes, indicados por setas vermelhas, típicos dos carbonetos do tipo M_7C_3 , distribuídos ao longo da matriz, fica mais evidente devido à estrutura mais grosseira dessas amostras.

5.2 Análise Metalográfica Quantitativa

Na metalografia quantitativa foi utilizado o programa *ImageJ* para quantificação da fração volumétrica de carbonetos das amostras ACr1 e ACr2 no estado de entrega. As Figuras 5.4 (a) e (b) apresentam um exemplo das imagens geradas pelo programa *ImageJ*. A região em cor branca é referente aos carbonetos M_7C_3 e a região na cor preta é referente à matriz. O valor percentual das regiões de coloração clara corresponde à fração volumétrica de carbonetos e é fornecido pelo programa.

Figura 5. 4 - Imagem gerada no programa *ImageJ* para quantificação da fração volumétrica de carbonetos (a) Amostra ACr1 e (b) Amostra ACr2.



Fonte: Próprio autor, 2025.

Os resultados da fração volumétrica de carbonetos eutéticos (V_V), do tipo M_7C_3 , determinados conforme procedimento descrito no item 4.2.2, são apresentados nas Tabelas 5.1 e 5.2 com as amostras ACr2 apresentando ligeiramente maior fração volumétrica de carbonetos em relação às amostras ACr1, o que está relacionado com sua estrutura de carbonetos mais grosseiros. Como explicado anteriormente, devido a problemas técnicos, não foi possível obter as imagens das amostras ACr1 temperada a 1000° e revenida a 500°C e, conseqüentemente, a determinação de sua fração volumétrica de carbonetos.

Tabela 5. 1 - Fração volumétrica de carbonetos na amostra ACr1.

Amostras	Média (V_V)
ACr1 – $850^\circ\text{C} / 400^\circ\text{C}$	17 ± 3
ACr1 – $850^\circ\text{C} / 500^\circ\text{C}$	22 ± 4
ACr1 – $950^\circ\text{C} / 400^\circ\text{C}$	20 ± 2
ACr1 – $950^\circ\text{C} / 500^\circ\text{C}$	25 ± 6
ACr1 – $1000^\circ\text{C} / 400^\circ\text{C}$	17 ± 3
ACr1 – $1000^\circ\text{C} / 500^\circ\text{C}$	-
ACr1 – estado de entrega	18 ± 3

Fonte: Próprio autor, 2025.

Tabela 5. 2 - Fração volumétrica de carbonetos na amostra ACr2.

Amostras	Média (V_v)
ACr2 – 850°C / 400°C	22 ± 4
ACr2 – 850°C / 500°C	23 ± 3
ACr2 – 950°C / 400°C	23 ± 3
ACr2 – 950°C / 500°C	21 ± 3
ACr2 – 1000°C / 400°C	22 ± 4
ACr2 – 1000°C / 500°C	19 ± 2
ACr2 – estado de entrega	21 ± 3

Fonte: Próprio autor, 2025.

No estado de entrega, a amostra ACr1 apresentou uma fração volumétrica média de carbonetos de $V_v = 18 \pm 3\%$, enquanto a amostra ACr2 apresentou fração volumétrica média de carbonetos de $V_v = 21 \pm 3\%$. Esses valores estão abaixo daqueles calculados a partir da Equação 3.1 (Dogan; Laird II; Hawk, 1997), apresentada neste trabalho, que estima a fração volumétrica de carbonetos em função do teor de carbono e cromo. Os valores, assim calculados, foram $V_v = 24$ e $V_v = 26$ para as amostras ACr1 e ACr2, respectivamente.

5.3 Resultados dos Ensaios de Dureza das Amostras

Os resultados de dureza, apresentados nas Tabelas 5.3 e 5.4, mostram a influência dos tratamentos térmicos na dureza das amostras ACr1 e ACr2. As medidas foram realizadas nas escalas HV30 (dureza Vickers com carga de 30kgf) e HRC (dureza Rockwell C).

5.3.1 Resultados de dureza das amostras ACr1

A partir dos resultados apresentados na Tabela 5.3, verificou-se que o aumento da temperatura de austenitização acarreta um aumento na dureza. Entretanto para a mesma temperatura de austenitização ocorre redução dos valores de dureza com o aumento da temperatura de revenimento, devido ao alívio das tensões internas, geradas pelo resfriamento rápida da têmpera, também verificado por Agunsoye e Ayeni (2012).

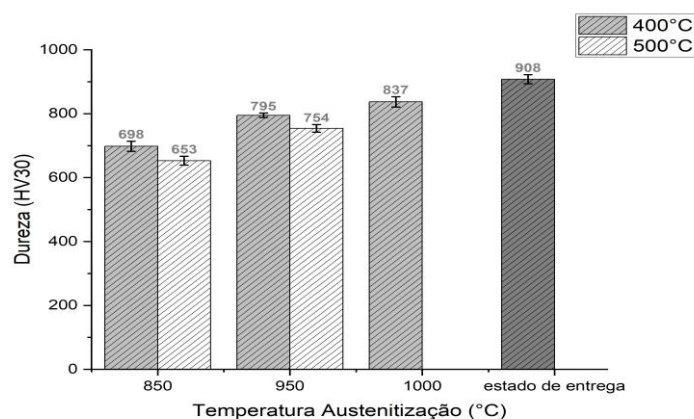
Analisando os gráficos da Figura 5.5, pode-se observar o efeito do aumento da temperatura de revenimento de 400°C para 500°C, com o crescimento dos carbonetos secundários e conseqüente redução da dureza da matriz martensítica, que pode estar relacionada à redução das tensões internas e perda de carbono pela martensita.

Tabela 5. 3 - Resultados de dureza das amostras ACr1 tratadas termicamente e no estado de entrega.

Amostras	Dureza (HV30)	Dureza (HRC)
ACr1 – 850°C / 400°C	698 ± 16	60,0 ± 0,7
ACr1 – 850°C / 500°C	653 ± 14	58,0 ± 0,7
ACr1 – 950°C / 400°C	795 ± 7	63,8 ± 0,2
ACr1 – 950°C / 500°C	754 ± 12	62,3 ± 0,4
ACr1 – 1000°C / 400°C	837 ± 16	65,2 ± 0,5
ACr1 – 1000°C / 500°C	-	-
ACr1 – estado de entrega	908 ± 14	67,2 ± 0,4

Fonte: Próprio autor, 2025.

Figura 5. 5 - Resultados de durezas das amostras ACr1 tratada termicamente e no estado de entrega.



Fonte: Próprio autor, 2025.

No estado de entrega, a amostra ACr1 apresenta a maior dureza entre todas as condições analisadas, como apresentado na Tabela 5.3 e no gráfico da Figura 5.5.

Após os tratamentos térmicos, observou-se uma redução da dureza em todas as amostras, com variação conforme as temperaturas de têmpera e revenimento. As amostras temperadas a 1000°C e revenidas a 400°C apresentaram a maior dureza entre os estados tratados termicamente, indicando que a alta temperatura de têmpera seguida de revenimento moderado favoreceu a formação de uma matriz martensítica endurecida com carbonetos refinados. Em contraste, as amostras revenidas a 500°C após têmpera a 850°C apresentaram os menores valores de dureza.

5.3.2 Resultados de dureza das amostras ACr2

A partir dos dados apresentados na Tabela 5.4, observou-se que, após os tratamentos térmicos, os valores de dureza das amostras ACr2 foram reduzidos em relação ao estado de entrega, com comportamento semelhante ao das amostras ACr1. As amostras temperadas a

1000°C e revenidas a 400°C exibiram o maior valor de dureza entre as condições tratadas, indicando boa resposta à têmpera a alta temperatura com revenimento moderado.

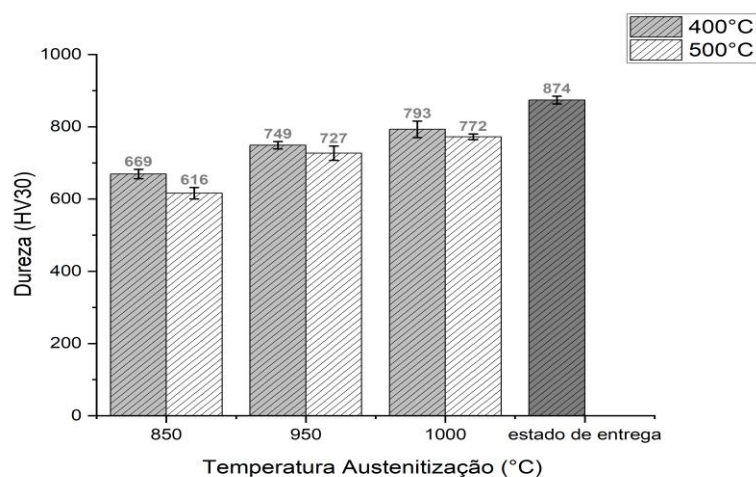
Tabela 5. 4 - Resultados de dureza das amostras ACr2 tratadas termicamente e no estado de entrega.

Amostras	Dureza (HV30)	Dureza (HRC)
ACr2 – 850°C / 400°C	669 ± 13	58,7 ± 0,6
ACr2 – 850°C / 500°C	616 ± 16	56,1 ± 0,8
ACr2 – 950°C / 400°C	749 ± 10	63,0 ± 0,5
ACr2 – 950°C / 500°C	727 ± 20	61,3 ± 0,8
ACr2 – 1000°C / 400°C	793 ± 23	63,7 ± 0,8
ACr2 – 1000°C / 500°C	772 ± 8	63,0 ± 0,3
ACr2 – estado de entrega	874 ± 11	66,3 ± 0,3

Fonte: Próprio autor, 2025.

A partir dos valores apresentados na Figura 5.6, verifica-se que a menor dureza foi registrada na condição de têmpera a 850°C e revenimento a 500°C, evidenciando a sensibilidade da liga à perda de dureza com o aumento da temperatura de revenimento, especialmente quando associada a uma têmpera de menor temperatura de austenitização, também verificado por Agunsoye e Ayeni (2012).

Figura 5. 6 - Resultados de durezas das amostras ACr2 tratada termicamente e no estado de entrega.



Fonte: Próprio autor, 2025.

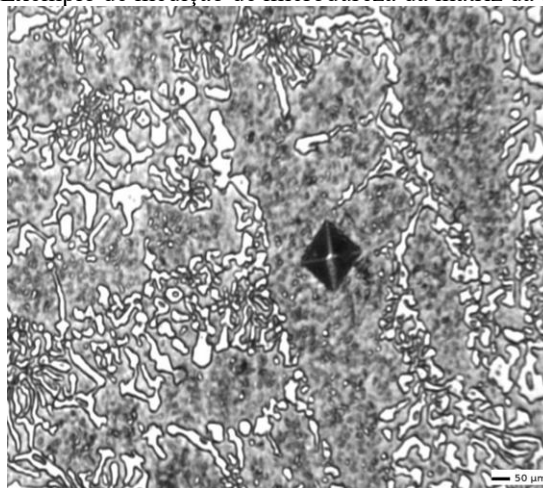
De modo geral, as amostras ACr2 apresentaram valores médios de dureza ligeiramente inferiores em relação às amostras ACr1 nas mesmas condições analisadas, sugerindo que a composição química e a microestrutura das amostras ACr1, mais refinadas, apresentam maior resistência ao amolecimento térmico. Ambas as ligas, contudo, mostraram queda significativa

de dureza após os tratamentos térmicos, comportamento esperado devido alívio de tensões da martensita e à coalescência dos carbonetos.

5.4 Microdureza Vickers da Matriz

Não foi possível realizar a medição das microdurezas pontualmente nos carbonetos das amostras de ACr1, devido pequeno tamanho desses carbonetos em função de uma microestrutura muito refinada. A Figura 5.7 mostra um exemplo das medições realizadas na matriz e o pequeno tamanho dos carbonetos. Assim foram realizados ensaios de microdureza na matriz nas amostras com tratamento térmico, sendo executadas 10 medições em pontos dispersos na matriz.

Figura 5.7 - Exemplo de medição de microdureza da matriz da amostra ACr1.



Fonte: Próprio autor, 2025.

As Tabelas 5.5 e 5.6 e as Figuras 5.8 e 5.9 apresentam os valores médios e os desvios padrão de 10 medições de microdureza na matriz das amostras Acr1 e ACr2, respectivamente. Os resultados apresentados correspondem à média das 10 medições.

Os resultados mostram, tanto para as amostras ACr1 quanto para as amostras ACr2, as amostras no estado de entrega apresentam maior dureza da matriz metálica em relação às durezas das amostras com diferentes condições de tratamento térmicos. É possível observar que a dureza na condição de menor temperatura de austenitização (850°C) e temperatura de revenimento de 500°C proporcionou os menores valores de microdureza, o que pode estar relacionado ao menor teor de carbono solubilizado na matriz na austenitização e ao alívio de tensões da martensita formada no revenimento para essas ligas.

Tabela 5. 5 - Resultados de microdureza da matriz das amostras ACr1.

Amostras	Microdureza HV(0,1)
ACr1 – 850°C / 400°C	696 ± 34
ACr1 – 850°C / 500°C	631 ± 12
ACr1 – 950°C / 400°C	773 ± 29
ACr1 – 950°C / 500°C	718 ± 11
ACr1 – 1000°C / 400°C	819 ± 27
ACr1 – 1000°C / 500°C	-
ACr1 – estado de entrega	901 ± 31

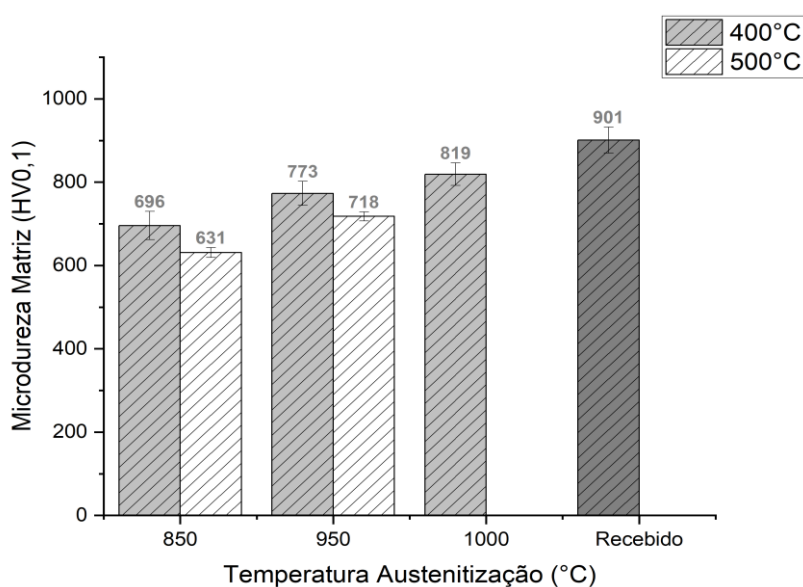
Fonte: Próprio autor, 2025.

Tabela 5. 6 - Resultados de microdureza da matriz das amostras ACr2.

Amostras	Microdureza HV(0,1)
ACr2 – 850°C / 400°C	635 ± 9
ACr2 – 850°C / 500°C	615 ± 14
ACr2 – 950°C / 400°C	767 ± 30
ACr2 – 950°C / 500°C	693 ± 9
ACr2 – 1000°C / 400°C	788 ± 15
ACr2 – 1000°C / 500°C	798 ± 13
ACr2 – estado de entrega	855 ± 14

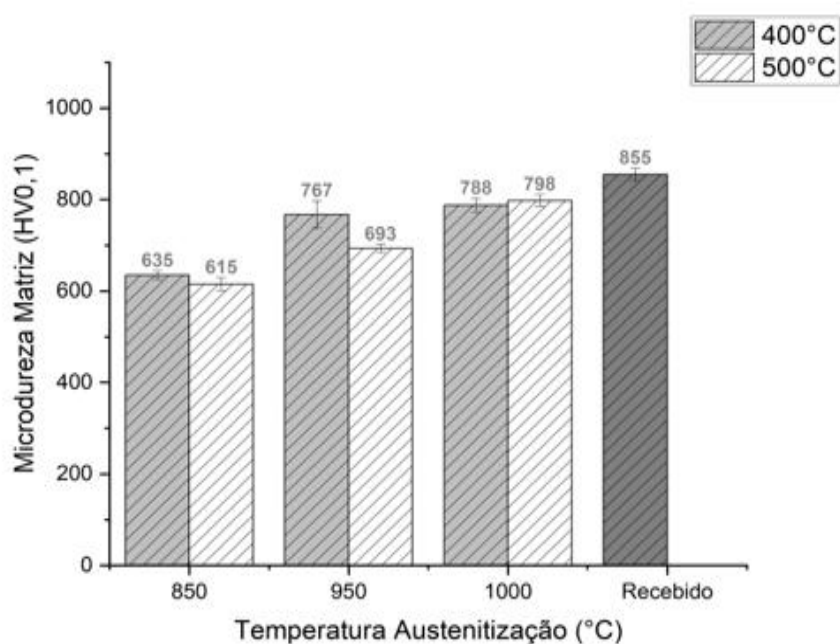
Fonte: Próprio autor, 2025.

Figura 5. 8 - Resultados de microdureza da matriz das amostras ACr1 tratada termicamente e no estado de entrega.



Fonte: Próprio autor, 2025.

Figura 5. 9 - Resultados de microdureza da matriz das amostras ACr2 tratada termicamente e no estado de entrega.



Fonte: Próprio autor, 2025.

No geral, as amostras ACr2 apresentaram valores de microdureza da matriz ligeiramente menores que as amostras ACr1. Isso pode estar relacionado aos teores de cromo e de carbono dessas amostras, conforme apresentado na Tabela 4.1, que resultaram nos valores da relação %Cr/%C igual a 6,1 e 5,3 para as amostras ACr1 e ACr2, respectivamente, como apresentados na Tabela 5.7.

Tabela 5. 7 - Relação (%Cr/%C) das ligas e percentual de cromo dissolvido na matriz (%Cr_m).

Amostras	%Cr / %C	%Cr _m
ACr1 (estado de entrega)	6,1	9,4
ACr2 (estado de entrega)	5,3	7,9

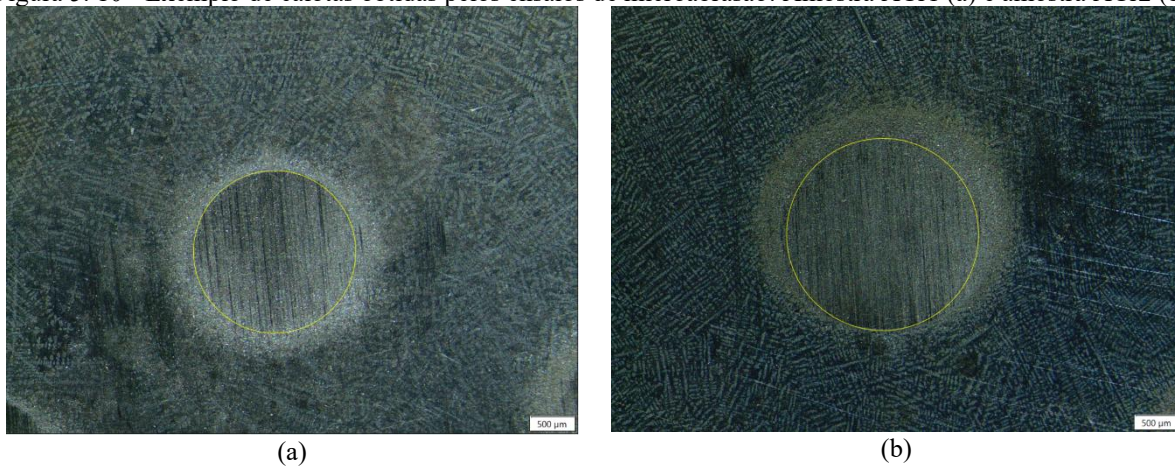
Além disso, na Tabela 5.7, os valores das percentagens de cromo na matriz de (%Cr_m), calculados a partir das Equações 3.2, apresentaram valores iguais a 9,4 e 7,9, para as amostras ACr1 e ACr2, respectivamente. Os valores encontrados para a relação %Cr/%C e %Cr_m corroboram os valores de dureza e microdureza apresentados pelas amostras, mostrando que o aumento da relação entre os teores de cromo e carbono (%Cr/%C) resulta em um maior teor de cromo dissolvido na matriz (%Cr_m) e, conseqüentemente, maior dureza e resistência ao desgaste do material (Dogan; Laird II; Hawk, 1997; Farah, 1997; Kopycinski *et al.*, 2014).

5.5 Comportamento em Desgaste das Amostras ACr1 e ACr2

O estudo do desgaste microabrasivo baseou-se em ensaios que visam analisar os mecanismos de desgastes atuantes e o coeficiente de desgaste k . Para cada amostra foram executados ensaios em triplicata, nos quais gerou-se calotas cujos diâmetros foram medidos por meio do *software ImageJ*, como mostrado nas Figura 5.10. Os diâmetros médios das calotas das amostras ACr1 e ACr2 são apresentados nas Tabelas 5.8 e 5.9, respectivamente.

Como pode ser verificado, a partir da análise da Figura 5.10, as amostras ACr1 apresentaram menores valores de diâmetro das calotas nos ensaios de microabrasão.

Figura 5. 10 - Exemplo de calotas obtidas pelos ensaios de microabrasão: Amostra ACr1 (a) e amostra ACr2 (b).



Fonte: Próprio autor, 2025.

O coeficiente de desgaste (k) foi obtido com base no volume de material removido nos ensaios de desgaste microabrasivo, conforme expressa a Equação 5.5, proposta por Rutherford e Hutchings (1996):

$$k = \frac{\pi d^4}{64.RF_N.S} \quad (5.5)$$

em que, para as condições de ensaio nesse trabalho, tem-se:

d: diâmetro da calota formada (Ver Tabelas 5.8 e 5.9),

R: raio da esfera - 0,0125m,

F_N : força normal aplicada – 1N,

S: distância de deslizamento – 180m.

Os valores de “k” calculados estão organizados nas Tabelas 5.8 e 5.9. O valor de “d” foi determinado a partir da média dos diâmetros das calotas de três ensaios realizadas para cada amostra, assegurando a confiabilidade dos dados obtidos. Pode-se observar que os valores dos coeficientes de desgaste “k” são da mesma ordem de grandeza, entretanto, as amostras ACr2 apresentaram, de maneira geral, coeficientes de desgaste bem maiores que os das amostras ACr1, indicando maior tendência ao desgaste abrasivo.

Tabela 5. 8 - Coeficiente de desgaste (k) das amostras ACr1 tratada termicamente e no estado de entrega.

Amostras	Diâmetro médio (m)	Desvio Padrão	Coeficiente de desgaste k (m³/N.m)
ACr1 – 850°C / 400°C	6,594E-03	0,13	4,124E-11
ACr1 – 850°C / 500°C	6,326E-03	0,76	3,495E-11
ACr1 – 950°C / 400°C	7,372E-03	0,07	6,442E-11
ACr1 – 950°C / 500°C	6,715E-03	0,35	4,437E-11
ACr1 – 1000°C / 400°C	6,250E-03	0,35	3,329E-11
ACr1 – 1000°C / 500°C	-	-	-
ACr1 – estado de entrega	7,142E-03	0,07	5,678E-11

Fonte: Próprio autor, 2025.

Tabela 5. 9 - Coeficiente de desgaste (k) das amostras ACr2 tratada termicamente e no estado de entrega.

Amostras	Diâmetro médio (m)	Desvio Padrão	Coeficiente de desgaste k (m³/N.m)
ACr2 – 850°C / 400°C	8,101E-03	0,48	9,395E-11
ACr2 – 850°C / 500°C	8,181E-03	0,60	9,771E-11
ACr2 – 950°C / 400°C	7,156E-03	0,66	5,722E-11
ACr2 – 950°C / 500°C	7,778E-03	0,32	7,984E-11
ACr2 – 1000°C / 400°C	7,566E-03	0,20	7,149E-11
ACr2 – 1000°C / 500°C	6,566E-03	0,26	4,055E-11
ACr2 – estado de entrega	7,000E-03	0,35	5,238E-11

Fonte: Próprio autor, 2025.

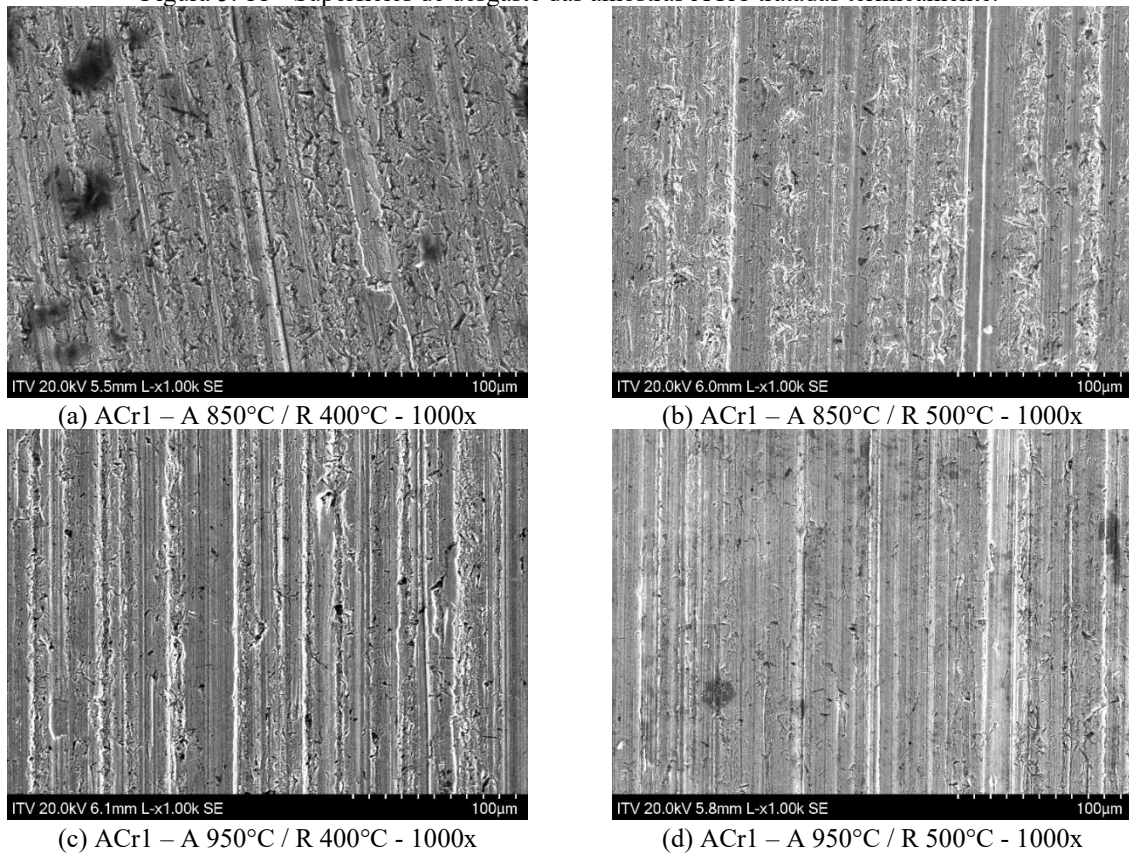
As amostras que apresentaram menor valor de “k” (3,329E-11m³/N.m), ou seja, melhor comportamento em desgaste, foram as amostras ACr1 austenitizadas a 1000°C e revenidas a 400°C. Esse comportamento é corroborado pelos maiores valores de dureza (837±16 HV30) e microdureza da matriz (819±27 HV0,1) dessas amostras, como observado por Turenne;

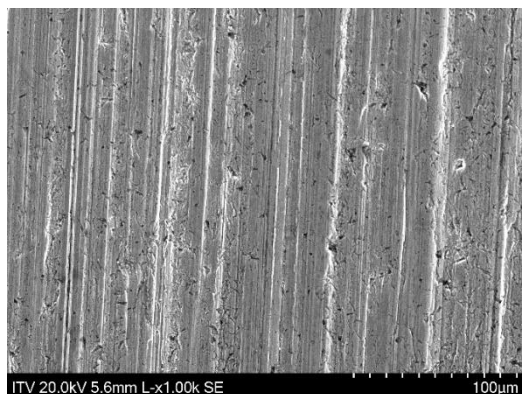
Lavallée e Masounave (1989) que relatam que a maior resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos está relacionada à maior dureza da matriz. Além disso as amostras ACr1 apresentam maior relação cromo/carbono ($\%Cr/\%C = 6,1$) e maior teor de cromo na matriz ($Cr_m = 9,4\%$) em relação às amostras ACr2 ($\%Cr/\%C = 5,3$ e $Cr_m = 7,3\%$), o que, de acordo com Tabrett, Sare e Ghomashchi (1996), acarreta maior dureza da matriz e, conseqüentemente, maior suporte aos carbonetos primários, proporcionando maior resistência ao desgaste. A matriz mais resistente reduz as tensões sobre os carbonetos, diminuindo sua tendência à fratura.

No caso das amostras ACr2, os valores de “k” foram sempre superiores aos valores apresentados pelas amostras ACr1 em todas as condições de tratamento térmico. O melhor comportamento em desgaste foi apresentado para a amostra austenitizada a $1000^\circ C$ e revenida a $500^\circ C$ ($k = 4,055E-11m^3/N.m$).

Na Figura 5.11 são apresentadas as imagens, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, das superfícies de desgaste das amostras ACr1.

Figura 5. 11 - Superfícies de desgaste das amostras ACr1 tratadas termicamente.



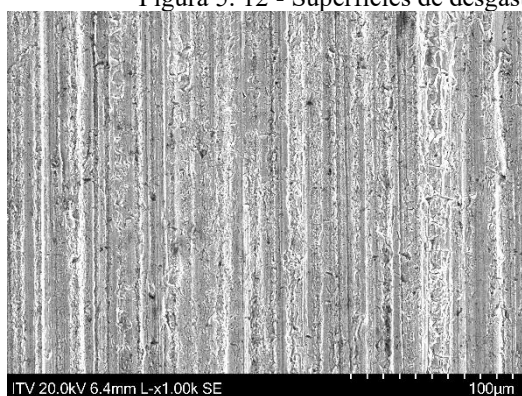


(e) ACr1 – A 1000°C / R 400°C - 1000x
Fonte: Próprio autor, 2025.

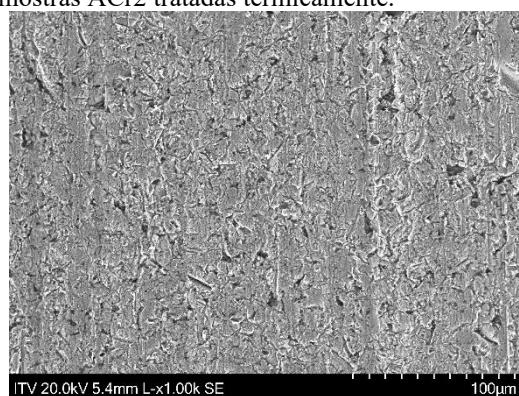
Conforme pode ser observado na Figura 5.11, o modo de desgaste observado nas amostras ACr1, para as diferentes condições de têmpera e revenimento, é a combinação dos mecanismos de microsulcamento, identificado pela grande presença de sulcos paralelos nas superfícies de desgaste, e microcorte, caracterizado por pontos de indentação sem direcionalidade. Entretanto, o modo predominante é o de microsulcamento. Esse resultado é coerente com os estudos de Trezona, Allsopp e Hutchings (1999).

Na Figura 5.12 são apresentadas as imagens, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, das superfícies de desgaste das amostras ACr2

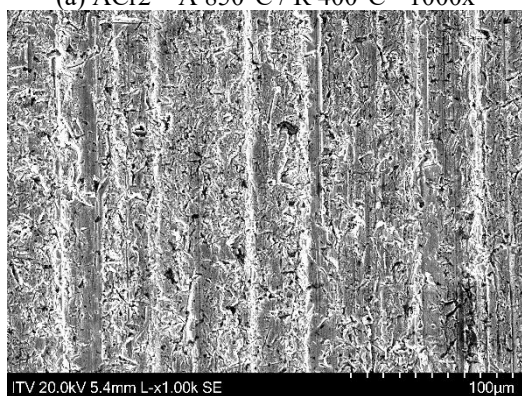
Figura 5.12 - Superfícies de desgaste das amostras ACr2 tratadas termicamente.



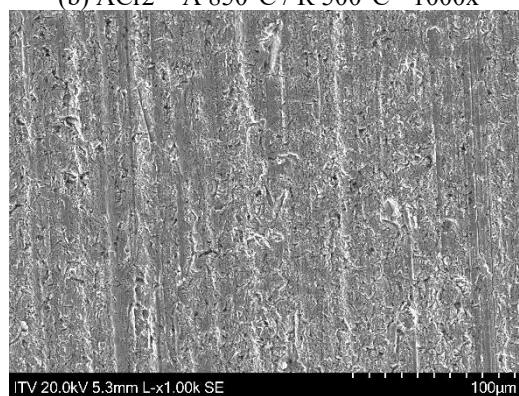
(a) ACr2 – A 850°C / R 400°C - 1000x



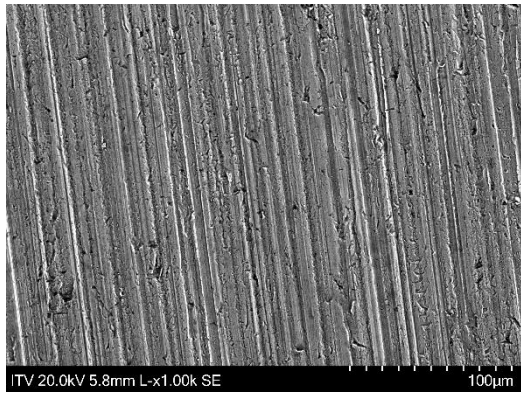
(b) ACr2 – A 850°C / R 500°C - 1000x



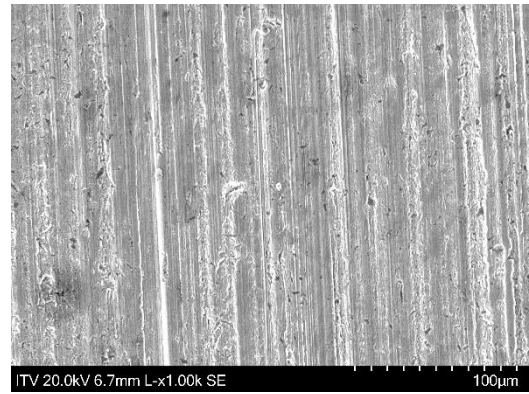
(c) ACr2 – A 950°C / R 400°C - 1000x



(d) ACr2 – A 950°C / R 500°C - 1000x



(e) ACr2 – A 1000°C / R 400°C - 1000x



(f) ACr2 – A 1000°C / R 500°C - 1000x

Fonte: Próprio autor, 2025.

Os padrões nas marcas de desgaste das amostras ACr2 tratadas termicamente são observadas em dois tipos: apresentando sulcos paralelos, como mostrado na Figura 5.12 (a), (e) e (f) ou com múltiplas indentações sem direcionalidade, como mostrado na Figura 5.12 (b), (c) e (d). O primeiro mecanismo está associado à ação de sulcamento pelas partículas abrasivas que estão aderidas (mas, não necessariamente, incrustadas ou fixadas) à sua superfície da esfera durante o processo. Já o segundo mecanismo é formado pela ação de várias partículas rolando livres no contato entre a esfera e a superfície desgastada. Entretanto, para essas amostras verifica-se um equilíbrio entre os dois mecanismos, o que justifica um coeficiente maior de desgaste encontrado para as amostras, visto que o sulcamento promove maior remoção de material. Esse comportamento está de acordo com os resultados apresentados por Cozza (2011) e Trezona, Allsopp e Hutchings (1999).

6 CONCLUSÕES

A partir dos estudos realizados sobre o efeito de diferentes condições de tratamento térmico na microestrutura e na resistência ao desgaste microabrasivo de amostras de corpos moedores fabricados em ferro fundido branco de alto cromo (FFBAC), pode-se concluir que:

- As microestruturas de todas as amostras, após tratamentos térmicos, são constituídas de matriz martensítica revenida, carbonetos eutéticos M_7C_3 e carbonetos secundários precipitados na matriz.
- Verificou-se que o aumento da temperatura de austenitização promoveu uma precipitação mais intensa de carbonetos secundários na matriz e o aumento da temperatura de revenimento promoveu o coalescimento dos carbonetos secundários.
- Tanto a variação da temperatura de austenitização quanto a variação da temperatura de revenimento promoveram mudanças na dureza do material e microdureza da matriz das amostras analisadas.
- As amostras austenitizadas a 1000°C e revenidas a 400°C apresentaram o melhor desempenho tribológico, evidenciado pelos menores valores de coeficiente de desgaste (k), quando comparadas às demais condições de tratamento térmico.
- Comparando os dois ferros fundidos alto cromo ACr1 e ACr2 tratados termicamente, as amostras ACr1 apresentaram desempenho superior às amostras ACr2 em relação aos resultados de coeficiente de desgaste, o que pode ser atribuído à sua microestrutura mais refinada, maior valor de $\%Cr/\%C$, percentual de cromo dissolvidos na matriz ($\%Cr_m$) e maiores valores de dureza.
- A caracterização das calotas de desgaste por microscopia eletrônica de varredura (MEV) revelou que os mecanismos dominantes de desgaste foram o microcorte e o microsulcamento.
- Os resultados obtidos mostraram que o tipo de microestrutura e o tratamento térmico empregado têm influência no comportamento em desgaste dos materiais analisados, indicando que esses parâmetros devem ser observados no caso de especificação de materiais sob condições de desgaste abrasivo.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Neste trabalho, verificou-se a microestrutura e o tratamento térmico exercem influência no comportamento em desgaste dos materiais. Nesse caso, sugere-se dar continuidade a essa pesquisa considerando os seguintes tópicos:

- 1 Analisar a influência do tratamento de revenimento, em temperaturas na faixa de 200°C a 400°C, sobre a microestrutura e o comportamento em desgaste;
- 2 Caracterizar, via difração de raios X e mapas de composição MEV/EDS, as amostras para as diferentes temperaturas de revenimento;
- 3 Caracterizar as superfícies de desgaste das amostras via análise por perfilometria;
- 4 Caracterizar a seção transversal das subsuperfícies de desgaste das calotas geradas em ensaios de microabrasão com esfera rotativa para identificar possíveis alterações microestruturais causadas pelo ensaio abrasivo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADACHI, K., HUTCHINGS, I. M. Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test. **Wear**, v. 255, p. 23–29, 2003.

AGUNSOYE, J. O.; AYENI, A. A. Effect of Heat Treatment on the Abrasive Wear Behavior of High Chromium Iron under Dry Sliding Condition. **Tribology in Industry**, v. 34, n. 2, p. 82-91, 2012.

ALBERTIN, E. **Efeito da porcentagem de carbonetos e da microestrutura da matriz metálica sobre a resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo – Ensaio em moinho de bolas**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 297 p. 1993.

ALBERTIN, E.; SINATORA, A. Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill. **Wear**, v. 250, n. 1-12, p. 492–501, 2001.

ALBERTIN, E.; BENEDEUCE, F.; MATSUMOTO, M.; TEIXEIRA, I. Optimizing heat treatment and wear resistance of high chromium cast irons using computational thermodynamics. **Wear**, v. 271, n. 9–10, p. 1813–1818, 2011.

ALDRICH, C.; Consumption of steel grinding media in Mills – **A review**. **Minerals Engineering**, v. 49, p.77-91, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **ASTM - A532: Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Irons Standard**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2023.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **ASTM G40: Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2022.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **ASTM E3-11: Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.

BERALDO, J. L. **Moagem de Minérios em Moinhos Tubulares**, São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda., 1987. 143p.

BOUHAMLA, K.; HADJI, A.; MAOUCHE, H.; MERRADI, H. Effet du niobium sur la résistance à l'usure d'une fonte au chrome traitée thermiquement. **Revue de Métallurgie**, v.108, n. 2, p.83-88, 2011.

CASSOLA, M. S.; MORAES, S. L.; ALBERTIN, E. Ensaio de moagem piloto: referência para avaliação da velocidade de desgaste de corpos moedores. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v.1, n. 2, p. 28-33, 2004.

CHAVES, A. P.; PERES, A. E. C. **Teoria e Prática do Tratamento de Minérios: Britagem, Peneiramento e Moagem**. 5. ed. São Paulo: Oficina de Textos, 2012. 324p.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: Características Gerais, Tratamentos Térmicos, Principais Tipos**. 7. ed., São Paulo: ABM, 2005. 576 p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed., revisada e atualizada por André Luiz Vasconcelos da Costa e Silva. São Paulo: Edgard Blücher, 2008. 676p.

CORONADO, J. J.; SINATORA, A. Effect of abrasive size on wear of metallic materials and its relationship with microchips morphology and wear micromechanisms: part 1. **Wear**, v. 271, n. 9-10, p. 1794–1803, 2011.

COZZA, R. C.; SOUZA, R. M.; TANAKA, D. K. Wear mode transition during the micro-scale abrasion of WC-Co P20 and M2 tool steel. In: International Congress of Mechanical Engineering - COBEM. 18., 2005. Ouro Preto - MG. **Proceedings** [...]. Rio de Janeiro: ABCM, 2005.

COZZA, R. C. **Estudo do comportamento do coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste micro-abrasivo**. 2006. 192p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, 2006.

COZZA, R. C. **Estudo do desgaste e atrito em ensaios micro-abrasivos por esfera rotativa fixa em condições de força normal constante e pressão constante**. 2011. 327p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, 2011.

DOĞAN, Ö. N.; HAWK, J. A.; LAIRD II, G. Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 28, p. 1315–1328, June, 1997.

DOGAN, O.N.; HAWK, J.A. Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron. **Wear**, v.189, n.1–2, p.136–142, 1995.

FARAH, A.F. **Desenvolvimento de uma Liga de Ferro Fundido Branco Alto Cromo com Nióbio, Tratada Termicamente, para resistência ao Desgaste Abrasivo**. 1997. 112 folhas. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Institutos de Física e Química e Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade Federal de São Paulo, São Paulo, SP, 1997.

FARIA, L. M.; MELO, I. N. R.; SANTOS, A. J.; PINHEIRO, I. P. Heat treatment effect on the microstructure and tribological behaviour of a high chromium cast iron with 0.5% of niobium. **ISIJ International**, v. 60, n. 11, p. 2569–2575, 2020.

FIGUEIRA, H. V. O.; LUZ, A.B.F.; ALMEIDA, S. L. M. **Britagem e Moagem**. In: Tratamento de Minérios. 5. ed. Rio de Janeiro: CETEM/MCT, 2010 Cap. 4. p. 143-211.

GATTI, T. **Abrasão-Corrosão do Metal Duro: Efeito da Dureza, Composição Química, Força Normal e pH do Meio**. 2023. 191p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP), São Paulo, 2023.

GONZÁLES-POCIÑO, A.; ASENSIO-LOZANO, J.; ÁLVAREZ-ANTOLIN, F. GARCIA-DIEZ, A. Evaluation of Hardness, Sliding Wear and Strength of a Hypoeutectic White Iron with 25%Cr after Heat Treatments. **Metals**, v. 11, n. 947, p. 2-16, 2021.

GUNDLACH, R. B. **High-Alloy White Irons**. In: ASM Handbook, 9. ed., v. 15, Casting. Ohio Metals Park: ASM International, 1998.

HIGUERA-COBOS, O.F.; BUCURÚ-VASCO, J.; LOAIZA-PATIÑO, A. F.; MÓNICA JOHANNA MONSALVE-ARIAS, M. J.; MESA-GRAJALES, D.H. Microstructural evolution during austempering of an ASTM A-532 CLASS III type high chromium white cast iron undergoing abrasive wear. **Revista Facultad de Ingeniería**, v. 26, n. 46, p. 71-79, 2017.

HIGUERA-COBOS, O. F.; DUMITRU, F.-D.; MESA-GRAJALES, D. H. Improvement of abrasive wear resistance of the high chromium cast iron ASTM A-532 through thermal treatment cycles. **Revista Facultad De Ingeniería**, v. 25, n. 41, p. 93–103, 22 jan., 2016.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. London: Edward Arnold, 1992.

HUTCHINGS, I. M.; SHIPWAY, P. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. 2. ed. Cambridge: Butterworth-Heinemann, 2017. 386p.

ISRAEL, C. L. **Estudo comparativo da resistência ao desgaste e ao impacto de ferros fundidos de alto desempenho**. 2005. 77p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas Metalurgia e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2005.

KATO, K.; ADACHI, K. **Wear Mechanisms**. In: BHUSHAN, B. (Ed.). *Modern tribology handbook*. Boca Raton: CRC Press, 2000. v. 1, cap. 7, p. 273-300.

KELLY, D. A., HUTCHINGS, I. M. **A new method for measurement of particle abrasivity**. *Wear*, v. 250, p. 76-80, 2001.

KOPYCIŃSKI, D.; PIASNY, S.; KAWALEC, M.; MADIZHANOVA, A. The abrasive wear resistance of chromium cast iron. **Archives of Foundry Engineering**, v. 14, n. 1, p. 63-66, 2014.

LAIRD, G.; GUNDLACH, R.; RÖHRIG, K. **Abrasion-resistant cast iron handbook**. Schaumburg, Illinois: American Foundry Society, 2018. 222 p.

LONGHURST, D. A. Economics and methodology of ball mill media maintenance. In: 2010 IEEE-IAS/PCA, CEMENT INDUSTRY TECHNICAL CONFERENCE, 52., 2010, Colorado Springs. **Proceedings** [...] IEEE, 2010, p. 1–20.

LUZ, A. B.; SAMPAIO, J. A.; FRANÇA, S. C. A. **Tratamento de Minérios**. 5. ed., Rio de Janeiro: CETEM/MCT, 2010. 965p.

MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. **Facteur Affectant la Structure des Fontes Blanches au Chrome et au Molybdène**. 1. ed, Climax Molybdenum, 1970: p. 5–32.

MASSOLA, C. P. **Abrasão-Corrosão em Corpos Moedores na Moagem de Minério de Ferro**. Tese (Doutorado em Ciências) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2015.

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.

MELLO, J. D. B.; POLYCARPOU, A. A. Abrasive wear mechanisms of multi-components ferrous alloys abraded by soft, fine abrasive particles. **Wear**, v. 269, n. 11-12, p. 911-920, 2010.

MISRA, A.; FINNIE, I. A review of the abrasive wear of metals. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 103, n. 2, p. 118-126, 1981.

MORALES, I.; HORMAZA, W.; MÉNDEZ, L. Efecto del tratamiento térmico de desestabilización en el desgaste de hierros blancos de alto cromo. **Revista de Ingeniería**, n. 30, p. 41–48, 9 nov. 2009.

NOVELLI, L. A. **Contribuição aos estudos dos mecanismos de interação das partículas abrasivas com as microestruturas de ferros fundidos em processo de desgaste**. 2004. 91f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Ouro Preto, 2004.

ORTEGA-CUBILOS, P.; BERNARDINI, P. A.N.; FREDEL, M. C.; CAMPOS, R. A. Wear resistance of high chromium white cast iron for coal grinding rolls. **Revista Facultad de Ingeniería, Medellín**, v. 76, p. 134-142, 2015.

PACHECO, D. A. **Caracterização estrutural e propriedades mecânicas e tribológicas de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio**. 2018. 176p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018.

PARIENTE, I. F.; BELZUNCE, F. J. Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido en cromo. **Revista de Metalurgia**, v. 42, n. 4, p. 279-286, 2006.

PASINI, W. M.; PEREIRA, L.; BITKA, A.; CHRZAN, K.; OLEKSY, W.; JASKOWIEC, K.; POLCZYK, T.; POLKOWSKI, W.; DUDZIAK, T.; SANTOS, C. A.; BARELLOS, V. K. Improving the Wear Resistance of High Chromium Cast Iron through High Entropy Alloys Concepts and Microstructure Refinement. **Materials Research**, v. 26, n. e20230278, p. 1-8, 2023.

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

PINEDO, C. E; MAGNABOSCO, R. Resposta ao tratamento térmico de têmpera e revenimento para o ferro fundido branco do tipo ASTM A532. In: 77° CONGRESSO ANUAL DA ABM – INTERNACIONAL, 8., 2024, São Paulo. **Anais [...]** São Paulo: ABM, 2024. p. 1-13.

PINTAÚDE, G.; TSCHIPTSCHIN, A. P.; TANAKA, D. K.; SINATORA, A. The particle size effect on abrasive wear of high-chromium white cast iron mill balls. **Wear**, v. 250, n. 1–2, p. 66–70, out. 2001.

PURBA, R.H.; KUSUMOTO, K.; SHIMIZU, K.; GAQI, Y.; HUQ, M. J. Influence of Tempering Temperature on Abrasive-Wear Performance of High-Chromium-Based Multicomponent White Cast Iron. **Lubricants**, v. 11, n. 285, p. 1-17, 2023.

RENDÓN, J.; OLSSON, M. Abrasive wear resistance of some commercial abrasion resistant steels evaluated by laboratory test methods. **Wear**, v. 267, n. 11, p. 2055-2061, 2009.

ROVERI, E.; CHAVES, A. P. Mecanismos de Desgaste de Corpos Moedores em Moinhos de Bolas. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 8, n. 4, p. 261-266, 2011.

RUTHERFORD, K. L., HUTCHINGS, I. M., A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. **Surface and Coatings Technology**, v. 79, p. 231–239, 1996.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M., Theory and Application of a Micro-Scale Abrasive Wear Test. **Journal of Testing and Evaluation**, JTEVA, v. 25, n. 2, p. 250-2026, March 1997.

SANTOS, J. M. A.; PINTO, L. M.; MION, F. S.; CAMPIDELI, V. C.; OLEGÁRIO, F. C. F.; PINTO, M. A.; PENAGOS, J. J.; VIÁFARA, C. C. Tribocorrosive performance of grinding ball materials in Miller wear tests under sand and Cu ore slurries. **Wear**, 2025. (no prelo)

SANTOS, J. M. D.; GUASTALA, F. A.; NOVAIS, M. R. Projeto de desenvolvimento de nova liga de corpo moedor em ferro fundido branco alto cromo. In: Simpósio Brasileiro de Aglomeração de Minérios, 5., 2017, São Paulo - SP. **Anais [...]** 2017, p.149-160.

SIEGAL M; CALEGARI M. L. **Norma DIN 50320: análise sistemática dos processos de desgaste**. Metalurgia & Materiais, v. 53, p. 619–622, 1997.

SILVA, C. S. **Análise microestrutural em altas temperaturas de um ferro fundido branco de alto cromo com molibdênio e nióbio**. 1999. 77f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Área Interunidades EESC - IFSC - IQSC, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1999.

SILVA, J. V. **Estudo da influência do tratamento térmico de austenitização seguida de resfriamento ao ar forçado na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido branco ASTM A532 II D**. 2017. 96f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

SINATORA, A. **Desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos com 12,5 % de cromo e 2 % de carbono**. 1990. 191f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP, 1990.

SINATORA, A.; ALBERTIN, E. Temperabilidade ferros fundidos de alto cromo – Efeito da relação %Cr/%C e do manganês. In: Congresso Nacional de Fundição, 1991, São Paulo. ABIFA. **Anais []** v. 1, p. 78-82.

SINATORA, A.; GOLDENSTEIN, H.; MEI, P. R.; ALBERTIN, E.; FUOCO, R.; MARIOTTO, C. L. Effects of carbon, chromium and molybdenum in the solidification and microstructure of white cast iron with 15% or 20% of chromium. In: International Foundry Congress, 55., 1988, Moscow: CIATF. **Anais []** 1988, p 4.1-4.17.

TABRETT, C. P.; SARE, I. R.; GHOMASHCHI, M. R. Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys. **International Materials Reviews**, v.41, n.2, p.59-82, 1996.

THORPE, W.R.; CHICCO, B. The Fe-rich corner of the metastable C-Cr-Fe liquidus surface. **Metallurgical Transactions A**, v.16A, p.1541-1549, Sep. de 1985.

TREZONA, R.I.; ALLSOPP, D.N.; HUTCHINGS, I.M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225-229, p. 205-214, 1999.

TURENNE, S.; LAVALLIÉE, F.; MASOUNAVE, J. Matrix microstructure effect on the abrasion wear resistance of high-chromium white cast iron. **Journal of Materials Science**, v 24, p. 3021-3028, 1989.

WEI, D.; CRAIG, I. K. Grinding mill circuits. A survey of control and economic concerns. **International Journal of Mineral Processing**, v. 90, p. 56–66, 2009.

WOOD, R. J. K. **Tribocorrosion**. In: COTTIS, R. A.; SHREIR, L. L. (Ed.). *Shreir's Corrosion*. 4. ed. Amsterdam: Elsevier, 2010. v. 2, p. 1007-1050.

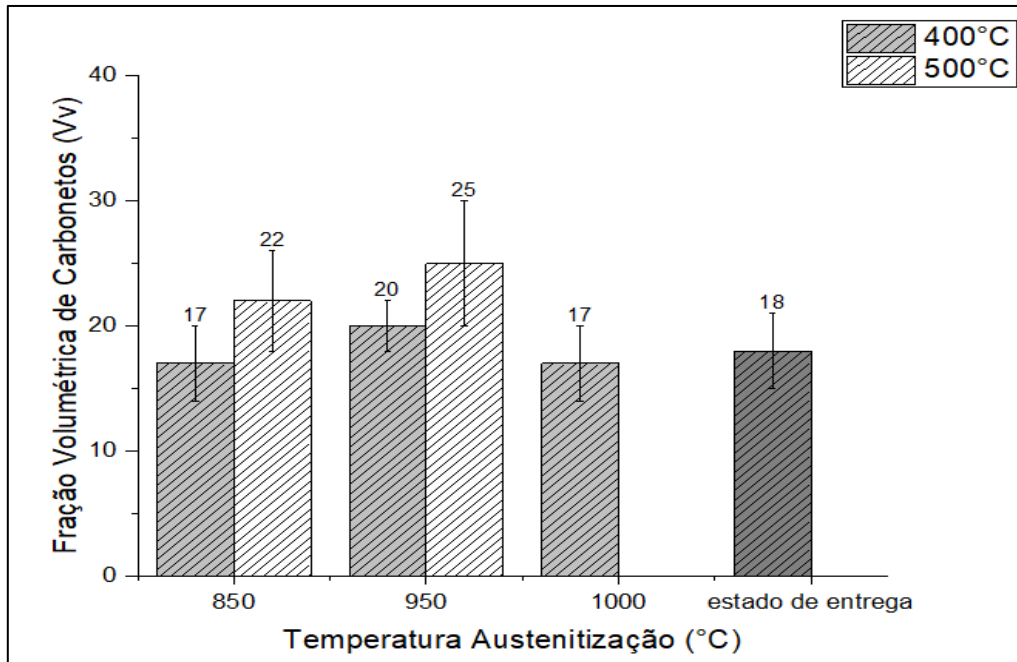
ZEY TIN, H. K.; YILDIRIM, H.; BERME, B.; DUDUOGLU, S.; KAZDAL, G.; DENIZ, A. Effect of boron and heat treatment on mechanical properties of white cast iron for mining application. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 18, n. 11, p. 31-39, 2011

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and wear of Materials**. Tribology series, v.10. Amsterdam: Elsevier Science Publishers B.V., 1987. 560p.

ZUM GAHR, K. H., ELDIS GT. Abrasive wear of white cast irons. **Wear**, v.64, p.175-194, 1980.

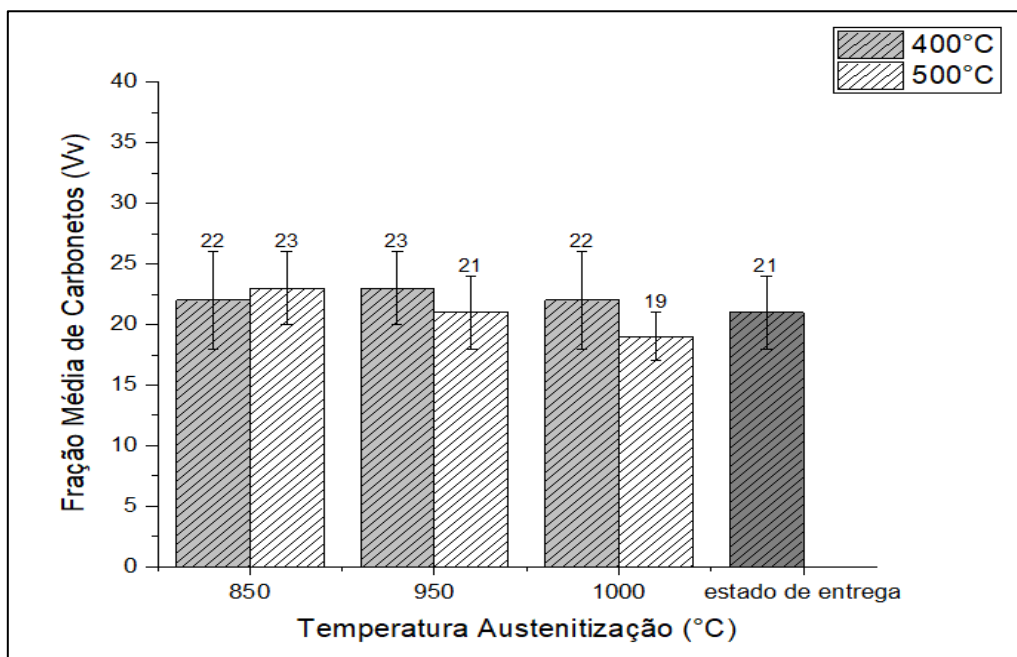
ANEXO A – Fração volumétrica de carbonetos

Figura A. 1 - Resultados da Fração Volumétrica de Carbonetos das amostras ACr1 tratada termicamente e no estado de entrega.



Fonte: Próprio autor, 2025.

Figura A. 2 - Resultados da Fração Volumétrica de Carbonetos das amostras ACr2 tratada termicamente e no estado de entrega.



Fonte: Próprio autor, 2025.