



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



**CARACTERIZAÇÃO E COMPARAÇÃO MICROESTRUTURAL DE CORPOS
MOEDORES EM FERRO FUNDIDO BRANCO DE ALTO CROMO**

Autor: Paulo Henrique Cirilo

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

Ouro Preto, Dezembro de 2022

Paulo Henrique Cirilo

**CARACTERIZAÇÃO E COMPARAÇÃO MICROESTRUTURAL DE CORPOS
MOEDORES EM FERRO FUNDIDO BRANCO DE ALTO CROMO**

Monografia apresentada 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

Ouro Preto, Dezembro de 2022

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

C578c Cirilo, Paulo Henrique.
Caracterização e comparação microestrutural de corpos moedores em ferro fundido branco de alto cromo. [manuscrito] / Paulo Henrique Cirilo. - 2022.
38 f.: il.: color., gráf., tab., mapa.

Orientadora: Profa. Dra. Maria Aparecida Pinto.
Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Cominuição (Beneficiamento de minério). 2. Ferro fundido - Metalurgia. 3. Microestrutura. 4. Desgaste mecânico. I. Pinto, Maria Aparecida. II. Universidade Federal de Ouro Preto. III. Título.

CDU 622.7

Bibliotecário(a) Responsável: Cristiane Maria Da Silva - CRB6-3046



FOLHA DE APROVAÇÃO

Paulo Henrique Cirilo

Caracterização e comparação microestrutural de corpos moedores em ferro fundido branco de alto cromo

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 20 de dezembro de 2022

Membros da banca

Dr.^a Maria Aparecida Pinto - Orientadora - Escola de Minas - Universidade Federal de Ouro Preto
Dr. Danton Heleno Gameiro - 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 23/12/2023



Documento assinado eletronicamente por **Maria Aparecida Pinto, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 10/01/2023, às 17:58, 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 **0455538** e o código CRC **A4B757DA**.

Título do Projeto: Caracterização e Comparação Microestrutural de Corpos Moedores em Ferro Fundido Branco de Alto Cromo

RESUMO

O corpo moedor está entre os principais componentes de custo de produção no processamento de minérios, de tal modo que as ligas de ferro fundido branco de alto cromo são comumente utilizadas para esse tipo de material, tendo em vista a necessidade de elevada resistência ao desgaste abrasivo e corrosivo. Para escolha desse material, leva-se em conta os altos valores de dureza que esse tipo de liga apresenta, propiciando uma maior vida útil dos componentes. Entretanto, durante ensaios de dureza, constatou-se que corpos moedores de diâmetros diferentes apresentaram uma diferença de dureza entre eles. Dessa forma, desenvolveu-se, neste trabalho, um estudo comparativo entre corpos moedores da liga ferro fundido branco de alto cromo com diâmetros de 20mm e 25mm, por meio de análise metalográfica, caracterização química, além de ensaios de dureza e microabrasão. Os resultados da análise química dos corpos moedores de diferentes diâmetros, mostraram que as amostras estão dentro do padrão da norma ASTM A532 classe III. Além disso, as frações volumétricas de carbonetos presentes nas ligas foram de 35,29% para o corpo moedor de 20mm e 31,51% para o corpo moedor de 25mm. Com relação as análises metalográficas, verificou-se nas duas amostras a presença de uma matriz do tipo martensítica com carbonetos primários e/ou secundários do tipo M_7C_3 , resultado que condiz com aquele indicado pela literatura. Depois, verificou-se que o corpo moedor de 20mm apresentou maiores valores de dureza que o corpo moedor de 25mm. Quanto à resistência ao desgaste, por sua vez, demonstrou-se não depender apenas da macrodureza das amostras, tendo em vista que o corpo moedor de 20mm que apresentou maior dureza que o corpo moedor de 25mm, foi o que obteve maior coeficiente de desgaste durante os ensaios de microabrasão. Dessa forma, os ensaios de microabrasão mostraram que nem sempre há existência de comportamento linear entre dureza e resistência ao desgaste, de modo que, a existência de carbonetos mais grosseiros na matriz do corpo moedor de 20mm agiu no sentido de facilitar o arrancamento dos carbonetos da matriz metálica, expondo a matriz ao desgaste abrasivo.

Palavras-chave: Corpos moedores. Ferro fundido branco de alto cromo. Microestrutura. Dureza.

ABSTRACT

The grinding medias are among the main production cost components in ores processing. High-chromium white cast iron alloys are commonly used for this type of material, due to the need for high resistance to abrasive and corrosive wear. The high hardness values presented by these alloys provide a longer service life of the components. However, during routine hardness tests, it was found that grinding media of different diameters showed a difference in hardness between them. Thus, a comparative study was developed in this work between grinding balls with diameters of 20mm and 25mm, produced with high-chromium white cast iron, through metallographic analysis, chemical characterization, hardness and micro-abrasive wear tests. The results of the chemical analysis of the grinding balls of different diameters, showed that the samples are within the ASTM A532 class III. Furthermore, the volumetric fractions of carbides present in the samples were 35.29% for the 20mm grinding ball and 31.51% for the 25mm grinding ball. Regarding the metallographic analyses, the presence of a martensitic matrix with primary and/or secondary carbides of the M_7C_3 type was verified in both samples, a result that is in agreement with that indicated in the literature. It was found that the 20mm grinding ball had higher hardness values than the 25mm grinding ball. As for wear resistance, it was verified that it does not depend only on the macrohardness of the samples, considering that the 20mm grinding ball, which presented greater hardness than the 25mm grinding ball, was the one that obtained the highest wear coefficient during the micro-abrasive wear tests. Thus, the micro-abrasive wear tests showed that there is not always a linear behavior between hardness and wear resistance, so that the existence of coarser carbides in the matrix of the 20mm grinding ball acted to facilitate the removal of carbides of the metallic matrix, exposing the matrix to abrasive wear.

Keywords: Grinding ball. High-chromium white cast iron. Microstructure. Hardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Diagrama metaestável C-Cr-Fe _____	13
Figura 3.2 - Influência da temperatura de desestabilização na quantidade de austenita retida e na dureza da liga _____	16
Figura 5.1 – Corpo Moedor de 20mm: a) Imagem em camadas EDS; b) Espectro de soma de mapas _____	23
Figura 5.2 - Corpo Moedor de 25mm: a) Imagem em camadas EDS; b) Espectro de soma de mapas _____	24
Figura 5.3 - Posição da liga na superfície <i>liquidus</i> do diagrama ternário C-Cr-Fe. _____	25
Figura 5.4 – Microestrutura da amostra de 20 mm: a) Aumento de 100x b) Aumento de 500x _____	26
Figura 5.5 - Microestrutura da amostra de 25 mm: a) Aumento de 100x b) Aumento de 500x _____	26
Figura 5.6 - Gráfico comparativo entre as durezas das amostras _____	27
Figura 5.7 - Calotas obtidas da amostra de 20mm _____	28
Figura 5.8 - Calotas obtidas da amostra de 25mm _____	28
Figura 5.9 - Mecanismo de desgaste apresentado pelos corpos moedores (a) 20mm (b) 25mm _____	29
Figura 5.10 - Superfície de desgaste de cada calota da amostra de 20mm _____	30
Figura 5.11 - Superfície de desgaste de cada calota da amostra de 25mm _____	31

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Norma ASTM A532 para ferros fundidos resistentes à abrasão _____	14
Tabela 3.2 - Propriedades dos FFBC's _____	20
Tabela 5.1 - Análise química dos corpos moedores via EDS _____	24
Tabela 5.2 - Valores de dureza das amostras _____	27
Tabela 5.3 - Coeficiente de desgaste das amostras _____	29

LISTA DE SIGLAS/SÍMBOLOS

AISI – American Iron and Steel Institute

ASTM – American Society for Testing and Materials

CM – Corpo Moedor

EDS - Espectroscopia por Energia Dispersiva

FFBAC- Ferro Fundido Branco de Alto Cromo

HV – Dureza Vickers

HRC- Dureza Rockwell C

M_7C_3 - Carboneto Metálico onde M=Fe, Cr, Mn

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

kg/tms – Quilogramas por Toneladas Métricas

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	8
2	OBJETIVOS	10
2.1	Objetivo Geral	10
2.2	Objetivos Específicos	10
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	11
3.1	Corpo Moedor	11
3.2	Ferro Fundido Branco de Alto Cromo	12
3.2.1	Tratamento térmico	14
3.3	Desgaste Abrasivo	17
4	MATERIAIS E MÉTODOS	21
4.1	Materiais	21
4.2	Métodos	21
4.2.1	Preparação das amostras	21
4.2.2	Análise química	21
4.2.3	Metalografia	22
4.2.4	Dureza Rockwell C	22
4.2.5	Ensaio de microabrasão	22
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	23
5.1	Resultados da Análise Química	23
5.2	Análise Microestrutural	26
5.3	Resultados da Dureza Rockwell C	27
5.4	Resultados dos Ensaios de Microabrasão	28
6	CONCLUSÕES	32
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	33

1 INTRODUÇÃO

Segundo Luz, Sampaio e França (2010), o processo de moagem é a última etapa do processo de fragmentação de um material sólido, de modo que, as partículas são cominuídas pelos mecanismos de impacto, compressão, abrasão e atrito, a uma granulometria adequada para que ocorra a liberação do mineral de interesse, sendo essa liberação fundamental para os processos posteriores à moagem.

Grande parte da moagem industrial, é realizada principalmente em moinhos tubulares, cujos corpos moedores, que podem ser empregados na forma de bolas, barras, pebbles ou cylpebs, realizam o trabalho de cominuição por ação dinâmica sobre o material. Acrescenta-se também, que o processo de moagem em geral demanda um alto consumo de energia, assim como um elevado consumo de corpos moedores devido aos mecanismos de deterioração aos quais são submetidos. Logo, como forma de otimizar o consumo de energia e realizar a operação de moagem com resultados efetivos, acompanhado por um mínimo de perdas, o desenvolvimento de materiais qualificados para atender às solicitações mecânicas, as quais os corpos moedores são submetidos, torna-se fundamental (CASSOLA; MORAES; ALBERTIN, 2006; GOMES, 2014; SIQUEIRA *et al.*, 2012).

Os ferros fundidos brancos de alto cromo (FFBAC's) são um tipo de material que vem sendo estudado com frequência, principalmente pelas suas características de resistência ao desgaste. Além disso, os FFBAC's são, de forma contundente, os mais adequados para operações em que se exige altos valores de dureza e resistência a abrasão. Sendo assim, diante das características desses materiais citadas anteriormente e outras mais que serão citadas ao longo deste trabalho, os FFBAC's, em uma de suas várias aplicações, podem ser utilizados na produção de corpos moedores na forma de bolas para a indústria de mineração (LIU; SHEN; GAO, 1993).

Segundo Tabrett, Sare e Ghomashchi (1996), os FFBAC's caracterizam-se por ser ligas ferrosas relacionadas ao sistema ternário C-Cr-Fe, que possuem cerca de 1,8%-3,6% de carbono e 11%-30% de cromo em sua composição. A respeito da adição de cromo, Jiyang (2011) relata que as principais características que este elemento concede à liga, são: formar carbonetos, aumentar a resistência à corrosão e de estabilizar a microestrutura a altas temperaturas. Além do mais, Santos, Guastala e Novais (2017) relatam em seu trabalho que essas ligas garantem alta resistência à abrasão, muito por conta de possuir um alto conteúdo de uma microestrutura de carbonetos primários e/ou eutéticos, geralmente do tipo M_7C_3 ,

dispersos numa matriz majoritariamente austenítica ou martensítica. Ainda de acordo com Pinto, von Krüger e Oliveira (2000, p. 27402) a respeito da presença de carbonetos nos FFBAC's, alega-se que: “A influência dos carbonetos (tipo, forma, composição química, distribuição, fração volumétrica), presentes nesses materiais, na resistência ao desgaste é muito grande, visto que conferem ao material altos valores de dureza”.

No concentrador da Samarco, utiliza-se corpos moedores de FFBAC na forma de bolas com diâmetros de 20mm e 25mm na operação de moagem secundária de minério de ferro, de maneira que, durante ensaios de dureza, para controle de qualidade das bolas, foi constatado que alguns desses corpos moedores possuíam uma dureza abaixo do esperado (Informação verbal)¹.

Dessa forma, o presente trabalho teve como objetivo comparar corpos moedores em ferro fundido branco de alto cromo com diâmetros diferentes (20mm e 25mm), por meio de análise metalográfica, caracterização química, além de ensaios de dureza e microabrasão.

¹ Informação repassada durante o estágio na empresa Samarco em agosto de 2022

2 OBJETIVOS

São objetivos deste trabalho:

2.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho é caracterizar e comparar corpos moedores em ferro fundido branco de alto cromo com diâmetros diferentes (20mm e 25mm), por meio de análise metalográfica, caracterização química, além de ensaios de dureza e microabrasão.

2.2 Objetivos Específicos

- Revisão da literatura para resumir as informações relacionadas à liga de ferro fundido branco de alto cromo, utilizada na fabricação de corpos moedores;
- Avaliar, identificar e quantificar o tipo de microestrutura (matriz e carbonetos) presente nesta liga, relacionando a dureza e desempenho em desgaste abrasivo;
- Analisar os mecanismos de desgaste abrasivo dos corpos moedores.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Corpo Moedor

O corpo moedor está entre um dos principais componentes de custo de produção no processamento de minérios, de maneira que, este insumo pode estar entre 40% e 45% do custo total de cominuição (MOEMA *et al.*, 2009). Além de representar um alto custo na indústria minero-metalúrgica, a distribuição do tamanho das bolas e o desgaste dos corpos moedores, exercem um efeito considerável na lucratividade de produção, pois, podem comprometer o grau de enchimento de um moinho. Por isso, é fundamental que se tenha uma adequada reposição de bolas proporcional ao desgaste, visando a estabilidade do processo, pois, a distribuição inadequada do tamanho do corpo moedor ou do nível de enchimento da carga de bolas, pode reduzir a eficiência da moagem de 5% a 20%, chegando a perdas de milhões por ano para um moinho com capacidade de 150t/h (LONGHURST, 2010).

O custo associado ao corpo moedor pode ser determinado principalmente por dois fatores, o preço e o desempenho em desgaste durante a moagem, de modo que, diante de características como alta dureza, para máxima resistência ao desgaste, e ductilidade adequada, para evitar falhas frágeis catastróficas durante a aplicação do material, procura-se sempre um custo efetivamente equilibrado (ALDRICH, 2013). Dessa forma, a taxa de desgaste deve ser explorada para buscar o uso do corpo moedor que leve ao menor custo.

Por exemplo, o consumo total dos corpos moedores da Samarco é de 0,715kg/tms e a dureza pode variar de 60HRC-65HRC de acordo com ensaios laboratoriais (Informação verbal)².

Assume-se que a deterioração dos corpos moedores é sobretudo proveniente dos mecanismos de abrasão, impacto e corrosão que ocorrem de forma simultânea e interrelacionada, sendo assim, além de uma melhor compreensão dos fenômenos envolvidos no desgaste, os estudos que visam prever o consumo de bolas de moagem, a partir do entendimento dos mecanismos envolvidos no processo, são fundamentais (VARGAS *et al.*, 2019).

Em virtude dos fatos mencionados, para garantir que os corpos moedores possuam integridade durante o seu período de vida útil, principalmente considerando o seu local de uso, os corpos moedores devem possuir características que permitam suportar esses tipos de

² Informação repassada durante o estágio na empresa Samarco em agosto de 2022

deterioração às quais são submetidos. Dentre algumas características dos corpos moedores, tem-se que: o material deve possuir uma alta dureza, visando um menor desgaste durante o processo de cominuição; deve ser dúctil, para suportar os impactos sofridos durante a fragmentação do minério; e também deve ser resistente à corrosão, pois as condições de moagem a úmido fazem com que o material fique sujeito a um meio agressivo (CÂNDIDO, 2022).

Com o objetivo de otimizar o consumo energético e realizar a operação de moagem com maior eficiência, desenvolve-se novos materiais que são capazes de resistir as solicitações de desgastes às quais eles são submetidos, onde a qualidade depende muito da composição química e tratamentos térmicos (FARAH, 1997).

Levando em consideração os aspectos citados anteriormente, os ferros fundidos brancos de alto cromo são comumente apontados como materiais mais adequados para a fabricação de corpos moedores, por apresentarem resistência ao desgaste abrasivo e corrosivo, além de possuir um desempenho superior a bolas de aço fundidas ou forjadas (CASSOLA; MORAES; ALBERTIN, 2006; SANTOS; GUASTALA; NOVAIS, 2017). As características de resistência ao desgaste e estabilidade em um meio agressivo que abrangem operações de tratamento de minérios, fazem dos ferros fundidos brancos com alto teor de cromo uma classe importante para esses tipos de aplicações (LIU; SHEN; GAO, 1993; FILIPOVIC, 2014).

3.2 Ferro Fundido Branco de Alto Cromo

Os ferros fundidos brancos de alto cromo caracterizam-se por serem ligas ferrosas relacionadas ao sistema ternário C-Cr-Fe, que possuem cerca de 1,8%-3,6% de carbono e 11%-30% de cromo em sua composição, de maneira que, é comum que essas ligas recebam a adição de outros elementos como molibdênio, cobre, níquel e manganês no seu processo de fabricação. Além da adição dos elementos de liga, os processos de solidificação e tratamento térmico exercem alta influência na alteração da microestrutura do material, afetando diretamente no desempenho e qualidade do mesmo (TABRETT; SARE; GHOMASHCHI, 1996). Essa classe de alta liga integra uma das classes do ferro fundido branco, na qual a fração em massa dos elementos de liga é maior do que 5% (OLIVEIRA, 2019).

O processo de solidificação dos FFBAC's apresenta uma região rica em ferro, de acordo com o diagrama ternário Fe-C-Cr, como mostrado na Figura 3.1. Na superfície *liquidus* metaestável do ternário Fe-Cr-C, encontram-se 4 fases diferentes, a partir da qual formam-se

durante a solidificação: γ (austenita), δ (ferrita), os carbonetos M_3C e M_7C_3 (LAIRD; GUNDLACH; RÖHRIG, 2018).

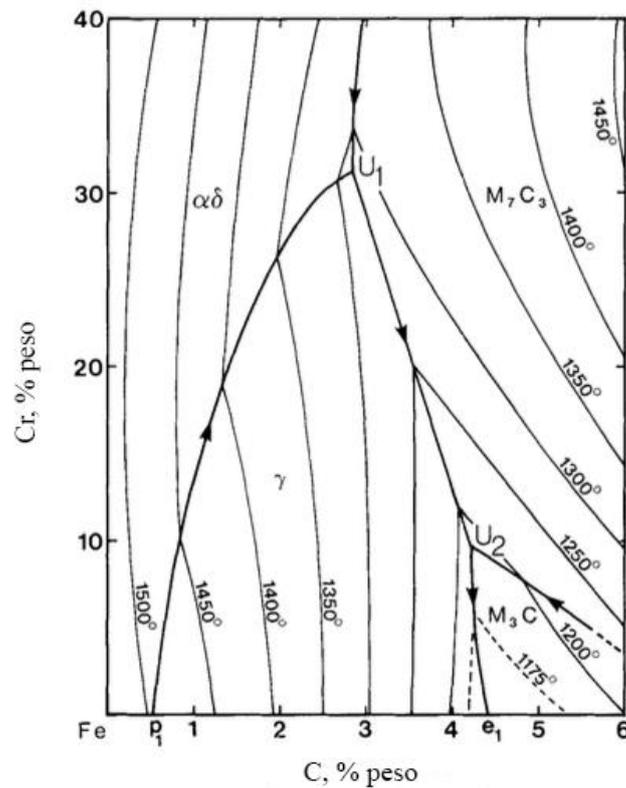


Figura 3.1 - Diagrama metaestável C-Cr-Fe
 Fonte: (THORPE; CHICCO, 1985)

É importante destacar que a grande maioria das ligas que estão no mercado, são aquelas do tipo hipoeutéticas, onde, tomando de base a Figura 3.1 tem-se que a solidificação para esse tipo de liga, se dá quando há uma composição química dentro do campo da fase γ . A microestrutura hipoeutética bruta de fundição geralmente é constituída por uma rede de carbonetos do tipo M_7C_3 , formada entre as dendritas de austenita, que posteriormente podem vir a ser modificada após tratamentos térmicos em martensita, perlita ou bainita (BOUHAMLIA *et al.*, 2011). Segundo Farah (1997), o conteúdo de carbonetos eutéticos, a microestrutura da matriz e a presença de carbonetos secundários na matriz metálica, ditam as propriedades mecânicas da liga, de maneira que, a combinação da matriz com os carbonetos do tipo M_7C_3 , concedem à liga características de alta dureza, resistência à abrasão e boa tenacidade. Dessa forma, os FFBAC's são os mais adequados para operações em que se exigem altos valores de dureza e resistência à abrasão, por possuírem um alto conteúdo dos carbonetos primários e/ou eutéticos do tipo M_7C_3 , dispersos numa matriz majoritariamente austenítica ou martensítica (SANTOS; GUASTALA; NOVAIS, 2017).

A composição correspondente a este tipo de liga dos FFBAC's, está descrita na Tabela 3.1, segundo a norma da ASTM A532 para ferros fundidos resistentes à abrasão (ASTM A532, 2019). A classe III (com teor de cromo variando de 23% a 30%) especificamente (que será o foco deste trabalho) é a mais utilizada, onde parâmetros como de resistência ao desgaste e corrosão a caracterizam (TANG *et al.*, 2011).

Tabela 3.1 - Norma ASTM A532 para ferros fundidos resistentes à abrasão

Classe	Tipo	Nomenclatura	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
I	A	Ni-Cr-Hc	2,8-3,6	2,0 max	0,8 max	3,3-5,0	1,4-4,0	1,0 max	-	0,3 max	0,15 max
I	B	Ni-Cr-Lc	2,4-3,0	2,0 max	0,8 max	3,3-5,0	1,4-4,0	1,0 max	-	0,3 max	0,15 max
I	C	Ni-Cr-GB	2,5-3,7	2,0 max	0,8 max	4,0 max	1,0-2,5	1,0 max	-	0,3 max	0,15 max
I	D	Ni-HiCr	2,5-3,6	2,0 max	2,0 max	4,5-7,0	7,0-11,0	1,5 max	-	0,10 max	0,15 max
II	A	12% Cr	2,0-3,3	2,0 max	1,5 max	2,5 max	11,0-14,0	3,0 max	1,2 max	0,10 max	0,06 max
II	B	15% Cr-Mo	2,0-3,3	2,0 max	1,5 max	2,5 max	14,0-18,0	3,0 max	1,2 max	0,10 max	0,06 max
II	D	20% Cr-Mo	2,0-3,3	2,0 max	1,0-2,2	2,5 max	18,0-23,0	3,0 max	1,2 max	0,10 max	0,06 max
III	A	25% Cr	2,0-3,3	2,0 max	1,5 max	2,5 max	23,0-30,0	3,0 max	1,2 max	0,10 max	0,06 max

Fonte: Adaptada de ASTM A532, 2019

Conforme citado anteriormente, a adição de elementos de ligas altera a microestrutura do material, de tal maneira que o aumento do teor de cromo pode promover um aumento de dureza dos carbonetos eutéticos formados durante o processo de solidificação. Além disso, o aumento do teor de cromo diminui o campo austenítico, conforme mostrado na Figura 3.1, fazendo com que se tenha uma fração volumétrica de carbonetos maior sem alterar o teor de carbono. Dessa forma, espera-se que ligas com maiores teores de cromo tenham uma maior resistência ao desgaste abrasivo, além da característica de resistência a corrosão, uma vez que o processo de moagem em que se utiliza corpos moedores dessa liga de alto cromo, se dá em via úmida (EL-AZIZ *et al.*, 2015).

Diante disso, é necessário ter um sólido entendimento da aplicação para selecionar a liga mais adequada para cada aplicação, o que é um compromisso fundamental entre fatores como dureza, resistência à abrasão e corrosão.

3.2.1 Tratamento térmico

A obtenção de corpos moedores e diversas outras aplicações das ligas de FFBAC, requerem propriedades como alta dureza e resistência ao desgaste, que só podem ser obtidas por meio dos tratamentos térmicos. Em outras palavras, a transformação da morfologia desta

liga do seu estado bruto de fundição de matriz austenítica em matriz martensítica por meio de tratamentos térmicos, levará à melhor performance do material (TABRETT; SARE; GHOMASHCHI, 1996).

Como citado no tópico anterior, segundo Bouhamla *et al.* (2011), a microestrutura hipoeutética bruta de fundição geralmente é constituída por uma rede de carbonetos do tipo M_7C_3 formada entre as dendritas de austenita. Para que se chegue a essa microestrutura, a manufatura desta liga exige que fatores como composição química e velocidade de resfriamento estejam alinhados.

A transformação morfológica ocorre, primeiramente, com a desestabilização da austenita, que consiste na manutenção da peça no campo austenítico por um determinado tempo em temperaturas controladas que variam de 900°C a 1100°C, seguido da aplicação de têmpera. A temperatura de desestabilização ideal depende do tipo de característica que se deseja para o material, de tal forma que, quanto maior a temperatura de desestabilização, maior o teor de carbono na austenita, fazendo, então, com que na etapa posterior de têmpera, onde ocorre um resfriamento brusco, obtenha-se um maior endurecimento da martensita (CUBILLOS, 2005). Peev, Radulovic e Fiset (1994, *apud* Farah, 1997), por exemplo, austenitizaram por uma hora ligas de FFBAC na temperatura de 950°C e fizeram a têmpera ao ar, alcançando uma matriz majoritariamente martensítica que concedeu à liga uma maior dureza e resistência a abrasão, se comparado ao estado bruto de fundição em que a matriz era predominantemente austenítica.

Entretanto, por mais que para altas temperaturas de austenitização ocorra um maior endurecimento da martensita, a presença de austenita retida, que depende do teor de carbono existente na matriz após o processo de austenitização, pode ser um problema. Para um maior teor de carbono na matriz tem-se uma temperatura de início da transformação martensítica mais baixa, conseqüentemente, um maior teor de austenita retida após resfriamento ao ar, reduzindo a dureza do material no final do processo. Além disso, para a mesma condição, a solubilidade do carbono na austenita será maior, fazendo com que a precipitação de carbonetos seja menor (SANTOS; GUASTALA; NOVAIS, 2017). Cubillos (2005), por meio do gráfico contido na Figura 3.2, ilustrou a relação que existe entre a dureza do material, a porcentagem de austenita retida e a temperatura empregada durante o tratamento térmico.

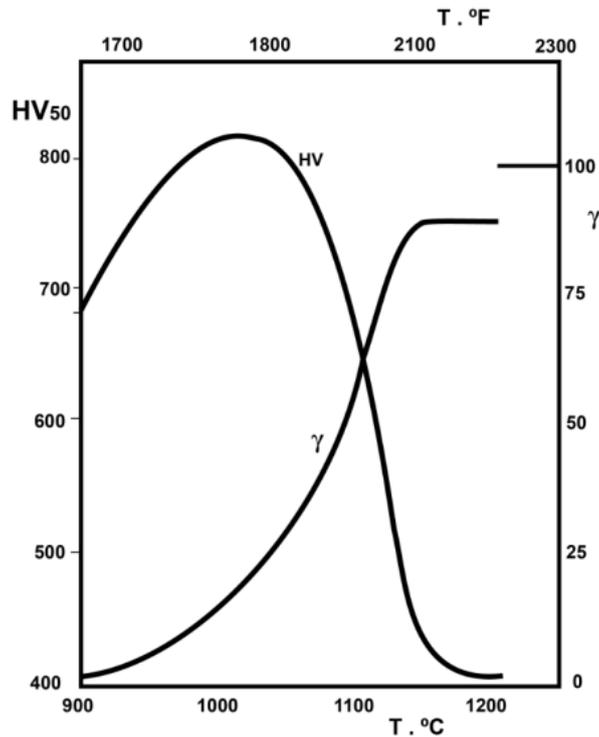


Figura 3.2 - Influência da temperatura de desestabilização na quantidade de austenita retida e na dureza da liga

Fonte: (CUBILLOS, 2005)

Segundo Cubillos (2005), por meio deste gráfico é possível compreender dois fenômenos:

- **Fenômeno 1:** Quanto maior a temperatura de desestabilização, maior será a solubilidade de carbono na austenita, levando a uma redução da temperatura de início de formação da martensita, fazendo com que se tenha um maior teor de austenita retida na liga, levando a uma menor dureza final do material;
- **Fenômeno 2:** Quanto maior o grau de austenitização, maior a quantidade de carbono dissolvido na austenita, e a martensita resultante terá maior dureza.

Salienta-se também que, para peças com seções transversais maiores, o efeito da temperatura de austenitização é reduzido porque ocorre uma precipitação adicional de carbonetos durante o resfriamento, o que favorece a transformação martensítica (TABRETT; SARE; GHOMASHCHI, 1996).

O tratamento subcrítico ou o tratamento de revenimento em ligas de ferro fundido branco de alto cromo é comumente aplicado posterior ao processo de têmpera, podendo levar a efeitos favoráveis ou desfavoráveis no quesito resistência à abrasão do material. No geral, o

revenimento é realizado em temperaturas de 200°C a 600°C (PEARCE, 1984), de tal forma que, de acordo com Saverna *et al.* (1992) o revenimento a 210°C diminui a fragilidade, as tensões internas e propicia a precipitação de carbonetos secundários refinados no interior da martensita. Já para o revenimento a 510°C, pode ocorrer preferencialmente o endurecimento da liga, levando em conta a formação de martensita.

Farah (1997) concluiu após uma série de experimentos em sua dissertação, que os FFBAC's são susceptíveis a alterações em diversos parâmetros quando submetidos aos tratamentos térmicos, de modo que, o aumento da temperatura de austenitização levou a um crescimento da dureza até a temperatura de 1050°C. Além disso, complementou que altas temperaturas de austenitização favorecem uma maior dissolução de carbonetos e maior porcentagem de austenita retida, fazendo-se necessário um tratamento subzero após a têmpera.

No trabalho de Farah (1997), os resultados do ensaio de desgaste, utilizando um abrasômetro do tipo pino sobre disco rotativo, comprovaram que o aumento da dureza implicou numa maior resistência ao desgaste por abrasão, sendo que a microestrutura formada por carbonetos descontínuos do tipo M_7C_3 , numa matriz predominantemente martensítica, teve melhor performance do que para uma microestrutura com matriz predominantemente austenítica e com carbonetos M_7C_3 , contínuos. Sendo assim, os tratamentos térmicos influenciaram diretamente nas propriedades da liga, aumentando, consideravelmente, a resistência ao desgaste abrasivo.

Percebe-se, então, a importância de tratamentos térmicos criteriosos, para a obtenção de características fundamentais para essas ligas fazendo com que os FFBAC's sejam os mais adequados quando o assunto é alta dureza e resistência ao desgaste abrasivo.

3.3 Desgaste Abrasivo

O desgaste pode ser definido como o resultado do contato entre duas superfícies, gerando perda progressiva de massa, devido a ações mecânicas ou químicas, de uma superfície em movimento relativo com relação à outra (ASTM G40, 2022). Existem vários tipos de desgastes como: desgaste por adesão, erosão, atrito, corrosão e abrasão (DIN 50320, 1997). Porém, neste tópico o enfoque será para o desgaste abrasivo, por ser o principal

mecanismo de deterioração em corpos moedores aplicados nos moinhos na indústria de mineração (PACHECO, 2018).

A resistência ao desgaste por abrasão dos ferros fundidos brancos de alto cromo, tem como principal propriedade correlacionada a dureza. Porém, antigamente acreditava-se que a dureza do material era suficiente para definir se a liga apresentaria boa resistência ao desgaste, sendo que quanto maior a dureza maior a resistência ao desgaste. Entretanto, diversos autores têm estudado parâmetros microestruturais que podem exercer certa influência na capacidade de um material resistir ao desgaste abrasivo como, por exemplo, inclusões, carbonetos, austenita retida, anisotropia e estrutura da matriz (ZUM-GAHR; ELDIS, 1980; PACHECO, 2018). Dessa forma, conhecer a respeito das características da liga, ao comparar matrizes de martensita, austenita ou perlita, sua quantidade e a morfologia dos carbonetos nelas presentes, por exemplo, podem levar a prever seus efeitos na resistência ao desgaste (BARBOSA, 2008).

Existe uma relação entre o efeito das alterações microestruturais e a resistência ao desgaste em ligas de FFBAC, em que as propriedades tribológicas dos materiais resistentes à abrasão são influenciadas pelos tipos de carbonetos presentes na microestrutura. Comparado com outros materiais, a formação dos carbonetos de cromo eutéticos, durante o processo de solidificação e resfriamento do FFBAC, está entre as principais razões pelas quais a liga apresenta alta resistência ao desgaste. Porém, características dos carbonetos como seu tipo, dureza, fração volumétrica, orientação e distância livre média entre os carbonetos, podem afetar a resistência ao desgaste destes materiais (BARBOSA, 2008).

A orientação do carboneto foi considerada por Coronado e Sinatora (2011) uma das principais características que afeta o desempenho em desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos. Dogan e Hawk (1995) verificaram que quando os carbonetos estão orientados com seu eixo perpendicular à superfície de desgaste, a resistência à abrasão é consideravelmente reduzida. O melhor desempenho em desgaste foi alcançado quando o eixo longo dos carbonetos estava paralelo à superfície de desgaste e perpendicular à direção carregamento. Contudo, segundo Coronado e Sinatora (2011), para cargas menores a perda de massa foi independente da orientação dos carbonetos em relação à direção do desgaste e somente em cargas maiores a orientação do carboneto levou a um melhor desempenho em desgaste abrasivo.

Os carbonetos do tipo M_7C_3 , a depender do teor de cromo e carbono da liga, possuem dureza de cerca de 1500HV e constituem cerca de 30% da microestrutura. Zum Gahr e Eldis (1980) em ensaios de abrasão, confirmaram que essa porcentagem de aproximadamente 30%

em volume de carbonetos leva aos melhores resultados de resistência ao desgaste. Durante os ensaios, a abrasão foi realizada com baixos esforços e o abrasivo apresentava menor dureza que os carbonetos. Acrescenta-se que, para ensaios com a liga de FFBAC nas mesmas condições anteriores e independentemente do abrasivo, a liga apresentou uma melhor eficiência com o aumento da fração volumétrica dos carbonetos (ZUM GAHR; ELDIS, 1980; TABRETT; SARE; GHOMASHCHI, 1996).

A fração volumétrica de carbonetos pode afetar significativamente a resistência ao desgaste dos FFBAC, porém, aumentá-la não é garantia de que a resistência a abrasão também aumentará, pois, essa relação irá depender diretamente do sistema tribológico e do mecanismo de desgaste atuante. Um exemplo disso, é que, nas mesmas condições anteriores dos experimentos conduzidos por Zum Gahr e Eldis (1980), a matriz martensítica apresentou menor perda de material. Porém, quando submetidas a ensaios com altos esforços e com SiC como abrasivo, a matriz majoritariamente austenítica foi mais resistente ao desgaste abrasivo. Além disso, quando realizado com SiC, o aumento da fração volumétrica de carbonetos foi prejudicial a resistência ao desgaste, pois, as partículas mais duras de SiC foram capazes de fraturar os carbonetos M_7C_3 , potencializando o desgaste na condição de maior volume de carbonetos presentes (ZUM GAHR; ELDIS, 1980).

Em suma, pode se dizer que três fatores correlacionados ditam a relação existente entre a resistência ao desgaste abrasivo e a fração volumétrica de carbonetos nos FFBAC's: dureza, microestrutura e esforços envolvidos.

Um dos ensaios que tem demonstrado um papel importante nos estudos voltados ao desgaste abrasivo dos materiais, são os ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa, também conhecido como ensaio de *ball-cratering*. Neste tipo de ensaio, as partículas abrasivas são alimentadas entre a amostra e a esfera, promovendo o desgaste e a formação de uma calota na amostra. Dessa forma, a partir das dimensões da calota e da análise da superfície de desgaste é possível determinar a maneira com que o material se comporta quanto ao desgaste abrasivo (COZZA, 2013). Stachowiak, Stachowiak e Celliers (2005), conduziram ensaios com três amostras de FFBAC com diferentes propriedades, conforme mostra a Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Propriedades dos FFBAC's

Material	Composição (%)	Microestrutura	Dureza HV ₅₀	Microdureza HV _{0,1}
Hipoeutético (Similar ao ASTM A532, Classe 111A)	27%Cr, 3%C	Tratado termicamente, carbonetos eutéticos e secundários, matriz martensítica	647 ± 17	Carbonetos: 1422 ± 247 Matriz: 630 ± 46
Hipereutético	30%Cr, 4,5%C	Bruto de Fundição, carbonetos primários e eutéticos, matriz austenítica	575 ± 21	Carbonetos: 1338 ± 205 Matriz: 490 ± 37
Hipoeutético de menor qualidade	25%Cr, 2,3%C	Tratado termicamente, carbonetos eutéticos e secundários, matriz martensítica	686 ± 24	Carbonetos: Pequenos demais para medição Matriz: 687 ± 42

Fonte: Adaptada de STACHOWIAK; STACHOWIAK; CELLIERS, 2005

As pastas abrasivas continham dois tipos de partículas abrasivas, areia de sílica e quartzo triturado, onde as duas possuíam composição química e dureza semelhante. Para este ensaio, as taxas de desgaste das amostras de FFBAC foram determinadas e as superfícies desgastadas foram examinadas por microscopia óptica. Verificou-se que nos ensaios de *ball-cratering* houve diferenças entre a resistência ao desgaste dos materiais mesmo que com propriedades semelhantes, de tal forma que, a resistência ao desgaste dos FFBAC's na presença de areia de sílica mostrou-se mais eficiente com o aumento da dureza das amostras utilizadas e com diminuição do tamanho dos carbonetos na microestrutura. Além disso, com a utilização das partículas de areia de sílica a matriz foi preferencialmente desgastada em relação aos carbonetos duros (STACHOWIAK; STACHOWIAK; CELLIERS, 2005).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são descritos os materiais e métodos utilizados para as análises dos materiais para atendimento dos objetivos especificados neste trabalho.

4.1 Materiais

Os materiais de estudo utilizados neste trabalho foram quatorze corpos moedores (CM) do mesmo lote, fornecidos pela Samarco, dos quais 2 bolas com diâmetro de 20mm e 2 bolas com diâmetro de 25mm, todas fabricadas em ferro fundido branco de alto cromo ASTM A532 classe III – tipo A.

4.2 Métodos

4.2.1 Preparação das amostras

Para preparação dos corpos de prova para os ensaios, foi necessária uma divisão racional das etapas de análise devido à pouca quantidade de amostras disponíveis.

A preparação dos corpos de prova foi realizada de acordo com o padrão metalográfico. Um corpo de prova de 20mm e outro de 25mm, foram cortados utilizando-se uma cortadora metalográfica para análise metalográfica e ensaios de dureza. Posteriormente, outros corpos de prova de 20mm e 25mm foram cortados em duas espécimes, cujas superfícies foram preparadas conforme padrão metalográfico, de maneira que, um espécime de cada corpo de prova foi direcionado para análise química e a outra para os ensaios de microabrasão.

4.2.2 Análise química

A análise química teve como objetivo conhecer a composição química do material de estudo, principalmente os teores de carbono, cromo, silício e ferro. Essa análise foi realizada de forma qualitativa, com o auxílio da Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), via EDS (Espectroscopia por Energia Dispersiva) no Laboratório de Microscopia Eletrônica – NanoLab (DEMET – EM – REDEMAT - UFOP).

4.2.3 Metalografia

Para os ensaios metalográficos os corpos de provas dos dois diâmetros foram embutidos, utilizando resina acrílica e posteriormente foram lixados e polidos com pasta de diamante de 1 μ m. O ataque químico foi realizado com o reagente Vilella (1g ácido pícrico + 5ml de ácido clorídrico concentrado + 100ml álcool etílico P.A.), com tempo de ataque de 30 segundos.

4.2.3.1 Microscopia óptica

A microscopia óptica foi realizada no Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica – LTM. O equipamento utilizado para análise foi o microscópio óptico Leica DMRX. As imagens de metalografia foram registradas por meio de uma câmera digital acoplada ao microscópio óptico.

4.2.4 Dureza Rockwell C

Para a realização do ensaio de dureza Rockwell C foi utilizado o Durômetro Rockwell C, com carga de 150kgf, penetrador cônico de diamante. Foram realizadas 7 impressões seguindo um perfil de dureza radial, com espaçamento de 2mm partindo da borda em direção ao centro da bola.

4.2.5 Ensaio de microabrasão

Os ensaios de microabrasão foram realizados em um abrasômetro de esfera rotativa fixa em triplicata. Para realização do experimento foi utilizado uma esfera de aço AISI 52100, de diâmetro 25mm. Como abrasivo, foi utilizado uma suspensão de SiC F1200 em água destilada. A carga aplicada foi de 1N e a distância de deslizamento 180m.

Após a realização dos ensaios, foram feitas as medições dos diâmetros das calotas resultantes do ensaio de desgaste, com a utilização do MEV. Além disso, foi realizado a caracterização das superfícies de desgaste das amostras de ensaio para análise dos mecanismos de desgaste atuantes.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados dos experimentos realizados neste trabalho e as correspondentes discussões, procurando relacionar os resultados com os dados da literatura.

5.1 Resultados da Análise Química

As análises químicas foram realizadas via EDS em uma área significativa dentro da amostra, por meio de mapas de composição para os principais elementos. Os mapas de EDS são apresentados nas Figuras 5.1 e 5.2. Os resultados das porcentagens em peso dos elementos foram comparados aos valores padrão da norma ASTM A532 classe III e são apresentados na Tabela 5.1.

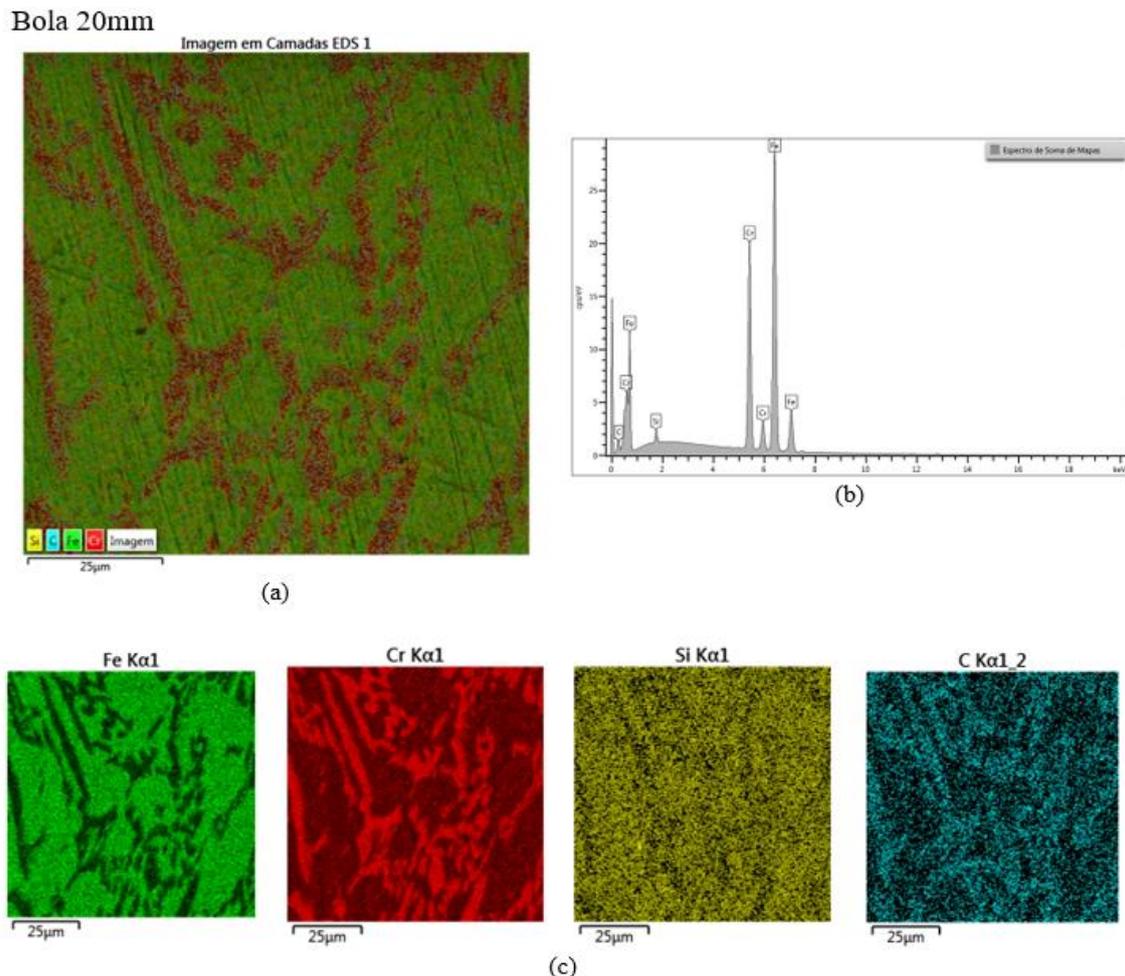


Figura 5.1 – Corpo Moedor de 20mm: a) Imagem em camadas EDS; b) Espectro de soma de mapas; c) Elementos distribuídos na matriz

Fonte: Próprio Autor

Bola 25mm

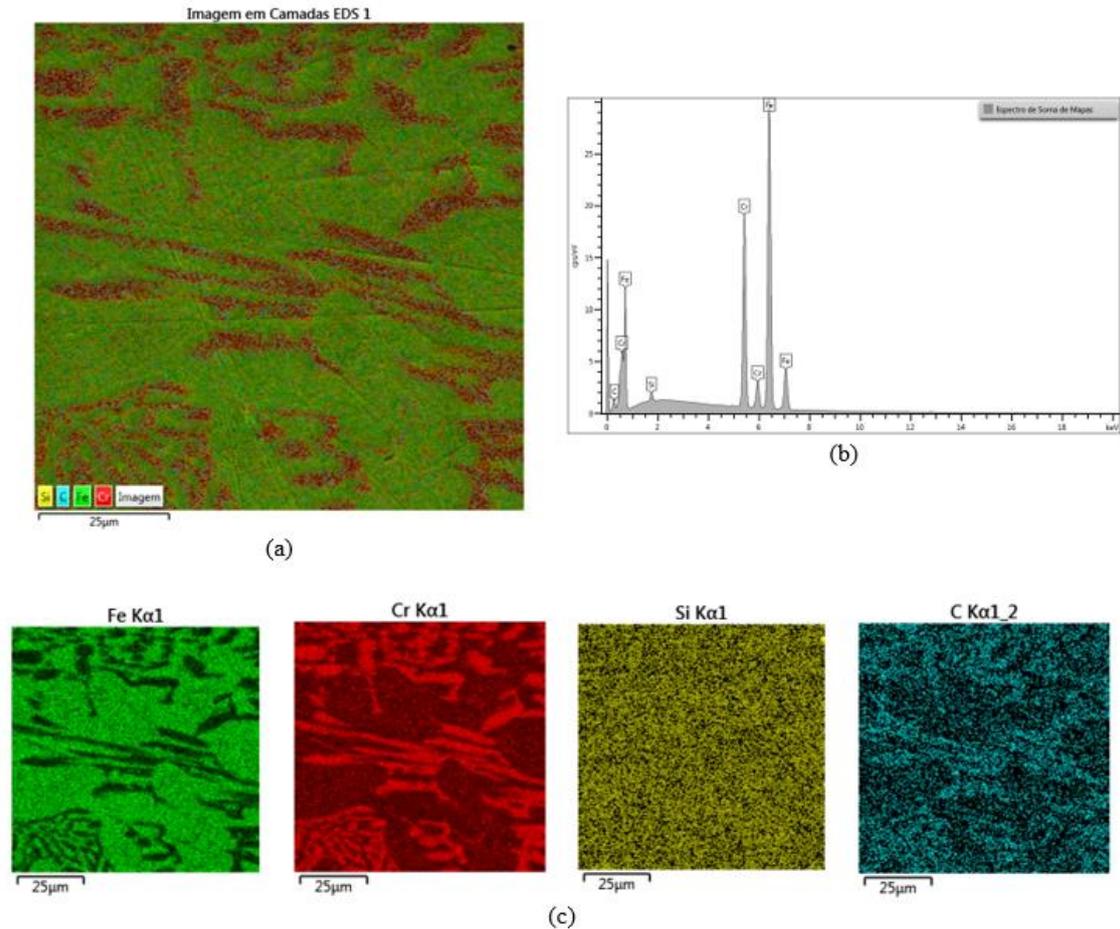


Figura 5.2 - Corpo Moedor de 25mm: a) Imagem em camadas EDS; b) Espectro de soma de mapas; c) Elementos distribuídos na matriz

Fonte: Próprio Autor

Tabela 5.1 - Análise química dos corpos moedores via EDS

Elemento Químico	ASTM A532 - Classe III (% em peso)	Amostra de 20mm (% em peso)	Amostra de 25mm (% em peso)
C	2,0-3,3	2,86	2,61
Cr	23,0 – 30,0	27,68	26,42
Si	1,5 máx.	0,74	0,46

Fonte: Próprio Autor

A partir dos resultados obtidos, é possível afirmar que os dois corpos moedores de diâmetros diferentes (20mm e 25mm), apresentaram valores dentro do padrão da norma ASTM A532, com valores de carbono, cromo e silício de acordo com a classe III.

Vale ressaltar que a presença de cromo na liga é importante para garantir a formação de carbonetos, aumentar a resistência à corrosão e estabilizar a microestrutura a altas temperaturas (JIYANG, 2011).

Conhecendo a composição da liga, é possível realizar outra avaliação que se trata da verificação da posição das ligas na superfície *liquidus* no diagrama ternário C-Cr-Fe, conforme mostrado anteriormente na Figura 3.1. Fazendo essa avaliação, obtemos o gráfico da Figura 5.3, que confirma que os corpos moedores de 20mm e 25mm são uma liga de ferro fundido branco de alto cromo do tipo hipoeutética, que apresentaram a austenita como a fase primária a se solidificar.

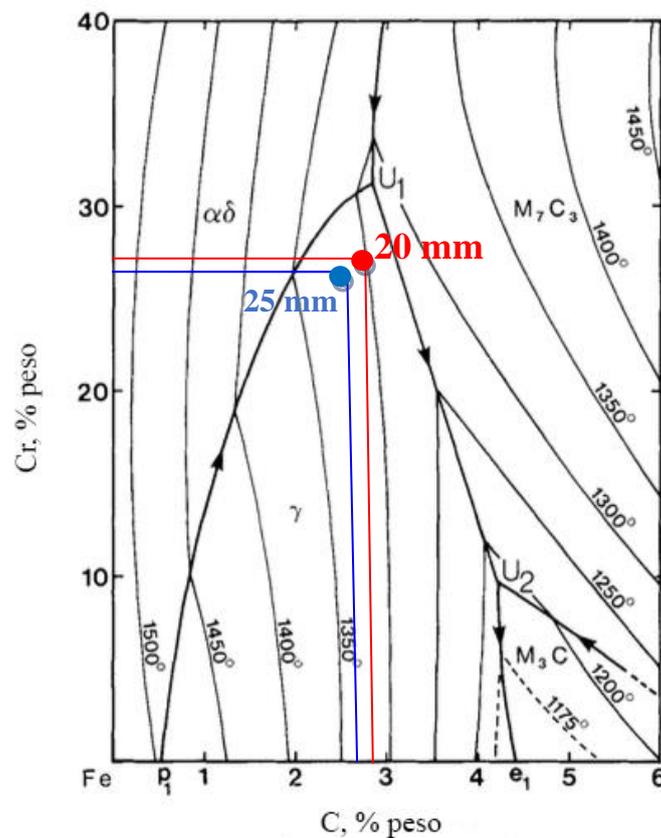


Figura 5.3 - Posição da liga na superfície *liquidus* do diagrama ternário C-Cr-Fe.
 Fonte: Adaptada de THORPE; CHICCO, 1985

Além disso, tendo conhecimento da quantidade de cada elemento químico, foi possível quantificar a fração volumétrica dos carbonetos eutéticos presentes nesta liga, por meio da equação empírica de Maratray e Usseglio-Nanot (1970), que consta na literatura (Equação 5.1).

$$FVC_M (\%) = 12,33 \cdot (\%C) + 0,55 \cdot (\%Cr) - 15,2 \quad (5.1)$$

Considerando os teores dos elementos analisados, verifica-se que os valores estimados pela equação, apresentaram um percentual de 35,29% de carbonetos na amostra de 20mm e 31,51% na de 25mm.

5.2 Análise Microestrutural

As micrografias ópticas de todas as amostras analisadas apresentaram uma microestrutura tanto para a amostra de 20mm quanto para a de 25mm, de um ferro fundido branco de alto cromo hipoeutético, consistindo em carbonetos do tipo M_7C_3 primários e secundários, numa matriz martensítica conforme pode ser visto nas Figuras 5.4 e 5.5.

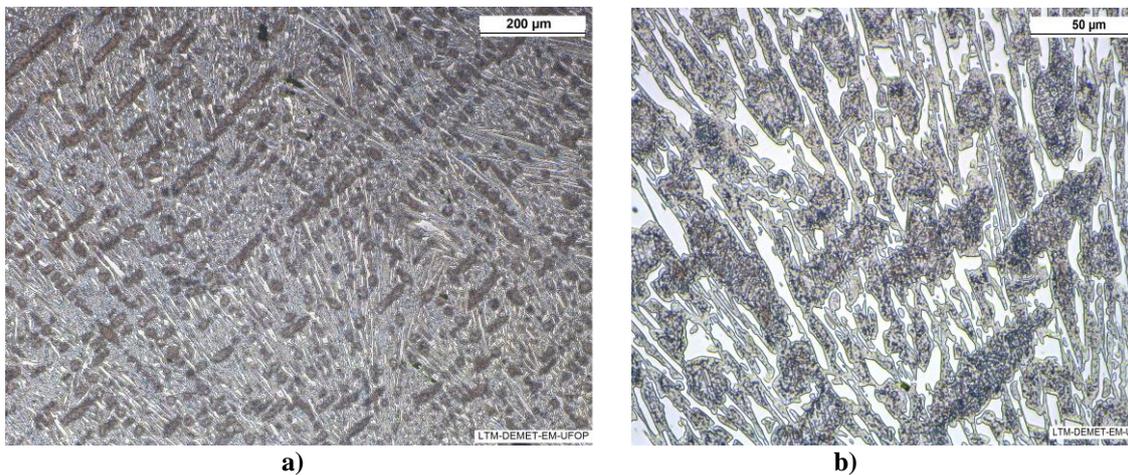


Figura 5.4 – Microestrutura da amostra de 20 mm: a) Aumento de 100x b) Aumento de 500x
Fonte: Próprio Autor

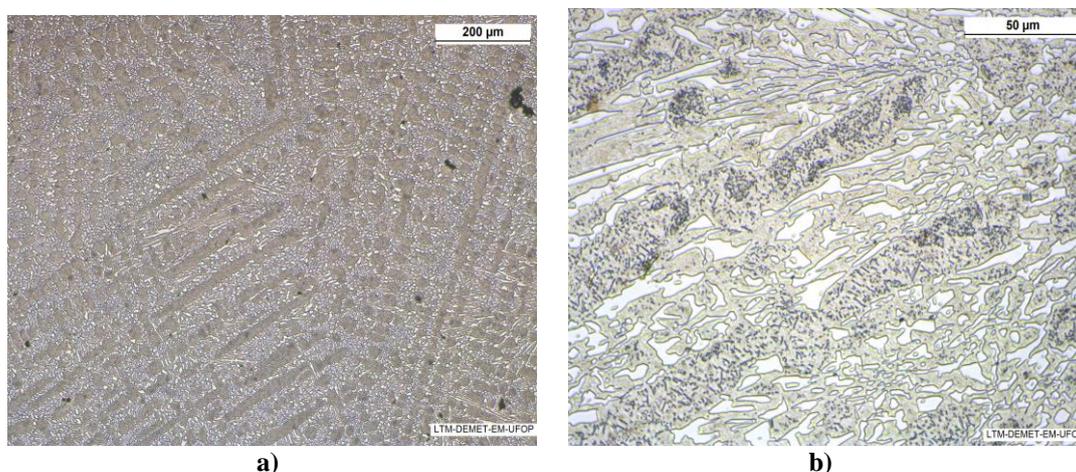


Figura 5.5 - Microestrutura da amostra de 25 mm: a) Aumento de 100x b) Aumento de 500x
Fonte: Próprio Autor

Foi possível observar a partir das imagens que a amostra de 20mm apresentou carbonetos primários de tamanho maior que a amostra de 25mm, o que está de acordo com o cálculo realizado no item 5.1, em que verificou-se que a amostra de 20mm de diâmetro apresenta uma fração volumétrica de carbonetos superior que a de 25mm de diâmetro. Isso pode ter ocorrido devido as diferentes condições de solidificação, sendo que para o corpo moedor de 20mm possivelmente houve uma taxa de resfriamento menor, resultando em um maior crescimento dos carbonetos primários.

5.3 Resultados da Dureza Rockwell C

Os resultados das medições de dureza realizadas para as amostras são apresentados na Tabela 5.2 e na Figura 5.4.

Tabela 5.2 - Valores de dureza das amostras

Ensaio de Dureza Rockwell C (HRC)										
Amostra	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	Média	Máximo	Mínimo
20 mm	61,6	61,2	62,3	61,0	60,6	60,4	60,2	61,0	62,3	60,2
25 mm	59,9	61,1	59,6	57,9	58,1	60,0	58,8	59,3	61,1	57,9

Fonte: Próprio Autor

É possível observar que a dureza da amostra de 20mm apresentou valores dentro das especificações de fornecimento (acima de 60HRC), além de se manter sempre superior à de 25mm conforme pode ser observado na Figura 5.6, de maneira que, a dureza máxima da amostra de 25mm foi menor que a dureza mínima da amostra de 20mm. Tal fato é indicativo de que o processo de tratamento térmico para amostra de 25mm pode não ter aplicado as configurações de tempo e temperatura capazes de otimizar a dureza deste corpo moedor. Além disso, um maior teor de cromo no corpo moedor de 20mm, pode ter promovido um aumento de dureza dos carbonetos eutéticos formados durante o processo de solidificação.

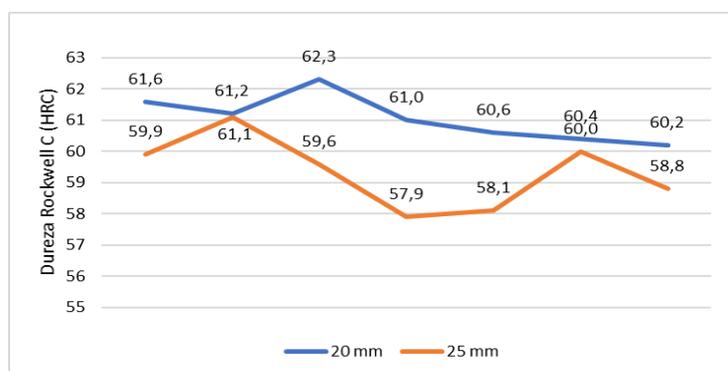


Figura 5.6 - Gráfico comparativo entre as durezas das amostras

Fonte: Próprio Autor

5.4 Resultados dos Ensaios de Microabrasão

O estudo do desgaste microabrasivo baseou-se em ensaios que visam analisar os mecanismos de desgastes atuantes e o coeficiente de desgaste k . Em cada amostra foram feitos três ensaios, nos quais gerou-se calotas cujos diâmetros foram medidos por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), como mostrado nas Figura 5.7 e 5.8.

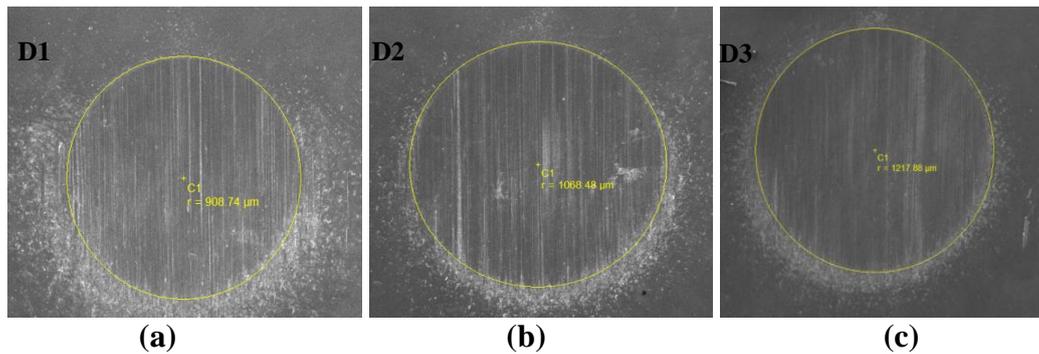


Figura 5.7 - Calotas obtidas da amostra de 20mm
Fonte: Próprio Autor

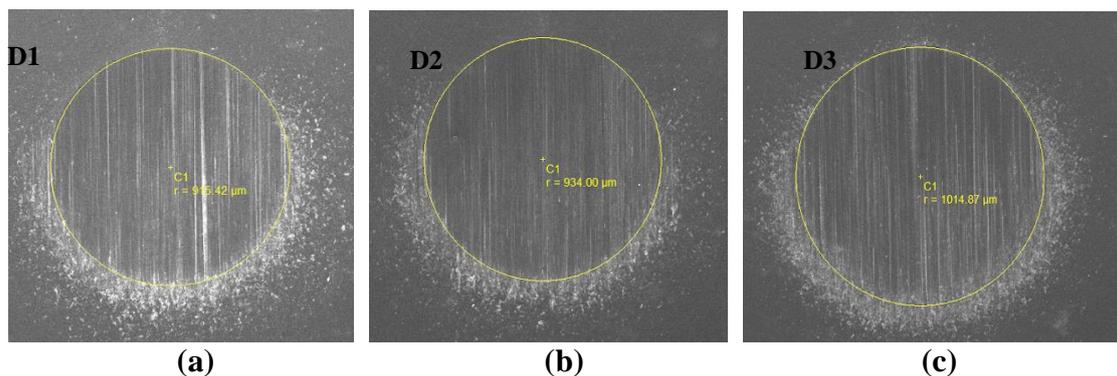


Figura 5.8 - Calotas obtidas da amostra de 25mm
Fonte: Próprio Autor

Foi possível calcular o coeficiente de desgaste (k) a partir do volume de material removido durante os ensaios de desgaste microabrasivo, a partir da Equação 5.2 de Rutherford e Hutchings (1996):

$$k = \frac{\pi d^4}{64 \cdot R F_N \cdot S} \quad (5.2)$$

sendo d =diâmetro da calota esférica resultante; R = raio da esfera; F_N = força normal; S = distância de deslizamento, respectivamente.

Os resultados podem ser verificados na Tabela 5.3, em que o diâmetro da calota esférica foi determinado a partir da média dos três valores obtidos de cada corpo moedor.

Tabela 5.3 - Coeficiente de desgaste das amostras

Amostra	Diâmetros das Calotas (μm)					Coeficiente de desgaste $k (\text{m}^3/\text{N.m})$
	D1	D2	D3	Média	Desvio Padrão	
Bola 20mm	908,74	1068,48	1217,88	1065,03	154,599	2,81E-14
Bola 25mm	915,42	934,00	1014,87	954,76	52,876	1,81E-14

Fonte: Próprio Autor

De acordo com os valores encontrados, o corpo moedor de 25mm apresentou menor volume desgastado das calotas e menor coeficiente de desgaste, por mais que tenha apresentado menor valor de dureza em relação ao corpo moedor de 20mm. O que vai de encontro com o trabalho de Lemm *et al.* (2015) que argumentam que a dureza não deve ser considerada isoladamente como um indicador de resistência ao desgaste.

Outro ponto é que, por mais que o corpo moedor de 20mm tenha apresentado maior fração volumétrica de carbonetos que o corpo moedor de 25mm (35,29 % no de 20mm e 31,51% no de 25mm), segundo Zum Gahr e Eldis (1980), esse aumento da fração volumétrica de carbonetos nem sempre é garantia de que a resistência à abrasão também aumentará, de tal forma que essa relação irá depender diretamente do sistema tribológico e do mecanismo de desgaste atuante. Dessa forma, também foi feita a caracterização dos mecanismos de desgaste atuantes nas amostras via MEV, conforme mostrado nas Figura 5.9.

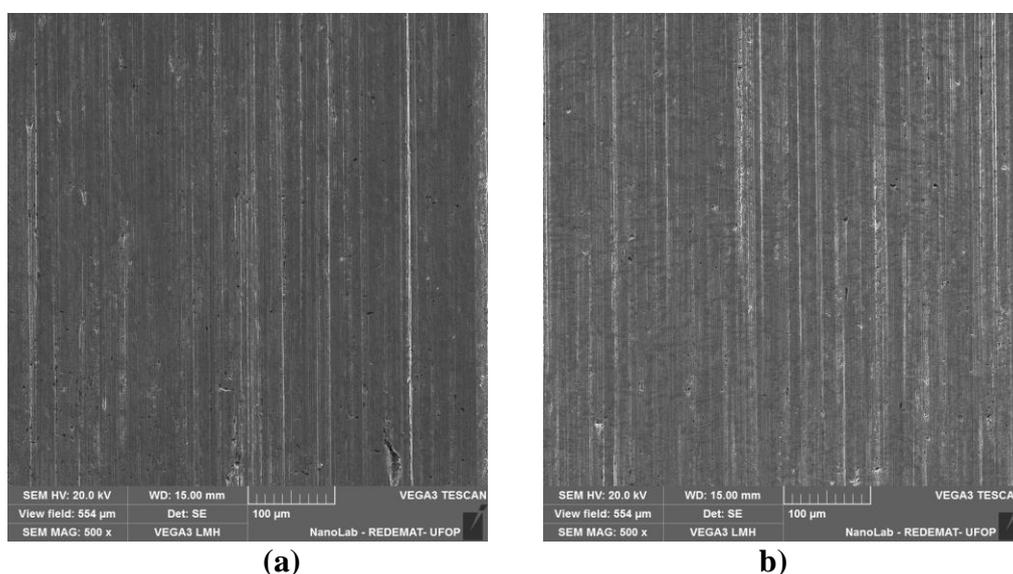


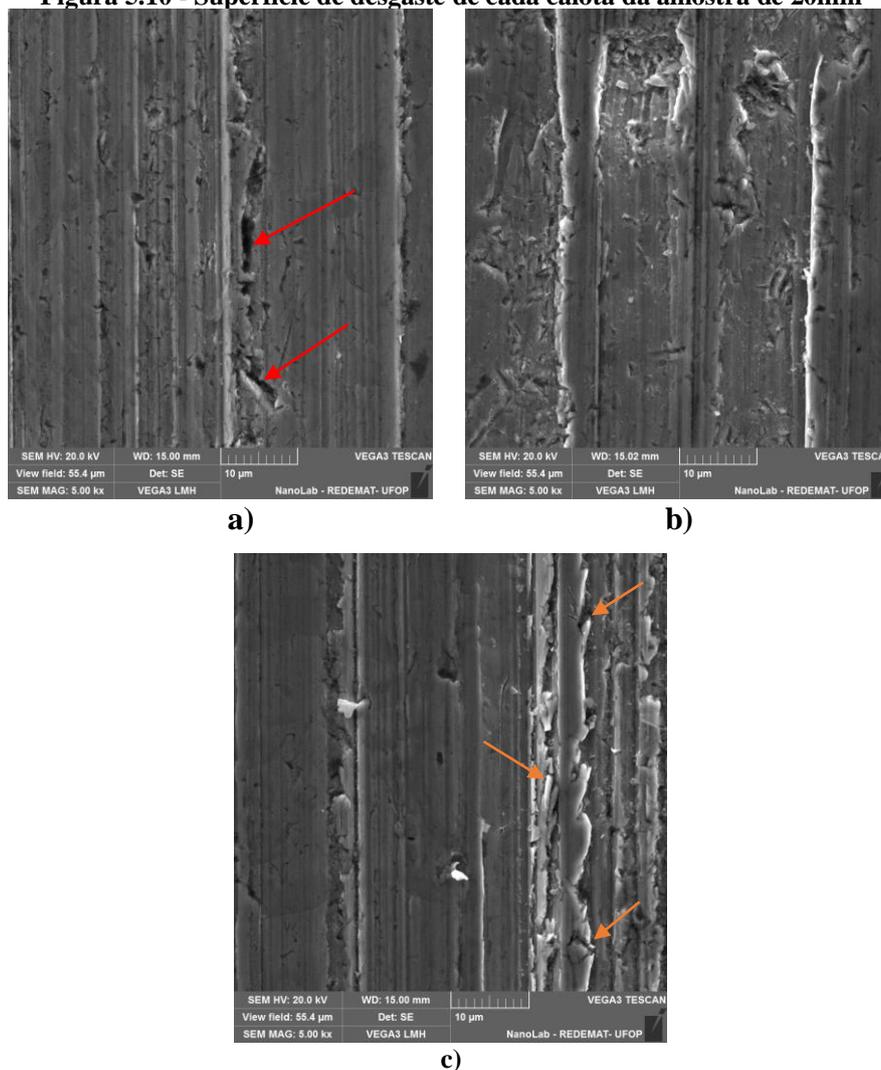
Figura 5.9 - Mecanismo de desgaste apresentado pelos corpos moedores (a) 20mm (b) 25mm

Fonte: Próprio Autor

Os mecanismos de desgaste apresentados pelas amostras de 20mm e 25mm, com uma ampliação de 500x, mostraram que para os dois corpos moedores de diâmetros distintos, o mecanismo de desgaste foi o mesmo em forma de sulcos paralelos bem definidos, fato que indica a ocorrência de microsulcamento durante o desgaste abrasivo.

Entretanto, ao observar a Figura 5.10 e a Figura 5.11, com uma ampliação de 5000x, referentes aos corpos moedores de 20mm e 25mm, respectivamente, é possível notar que a deformação plástica nas bordas dos sulcos foi mais acentuada na amostra de 20mm. O material empurrado para as bordas dos sulcos é cisalhado pelas partículas abrasivas e é destacado quando o limite de fadiga é excedido, favorecendo a perda de material por fadiga, promovendo maior desgaste, conforme descrito por Zum Gahr (1987). Além disso, os carbonetos mais grosseiros no corpo moedor de 20mm ficam mais susceptíveis a fraturas e ao arrancamento, fazendo com que a matriz fique mais exposta ao desgaste abrasivo, resultando numa maior taxa de desgaste do material. Na Figura 5.10, pode-se observar pontos de arrancamento de carbonetos indicados pelas setas vermelhas e trincas nas bordas de sulcamento indicadas pelas setas laranjas. No corpo moedor de 25mm, pode-se observar sulcos com bordas menos acentuadas.

Figura 5.10 - Superfície de desgaste de cada calota da amostra de 20mm



Fonte: Próprio Autor

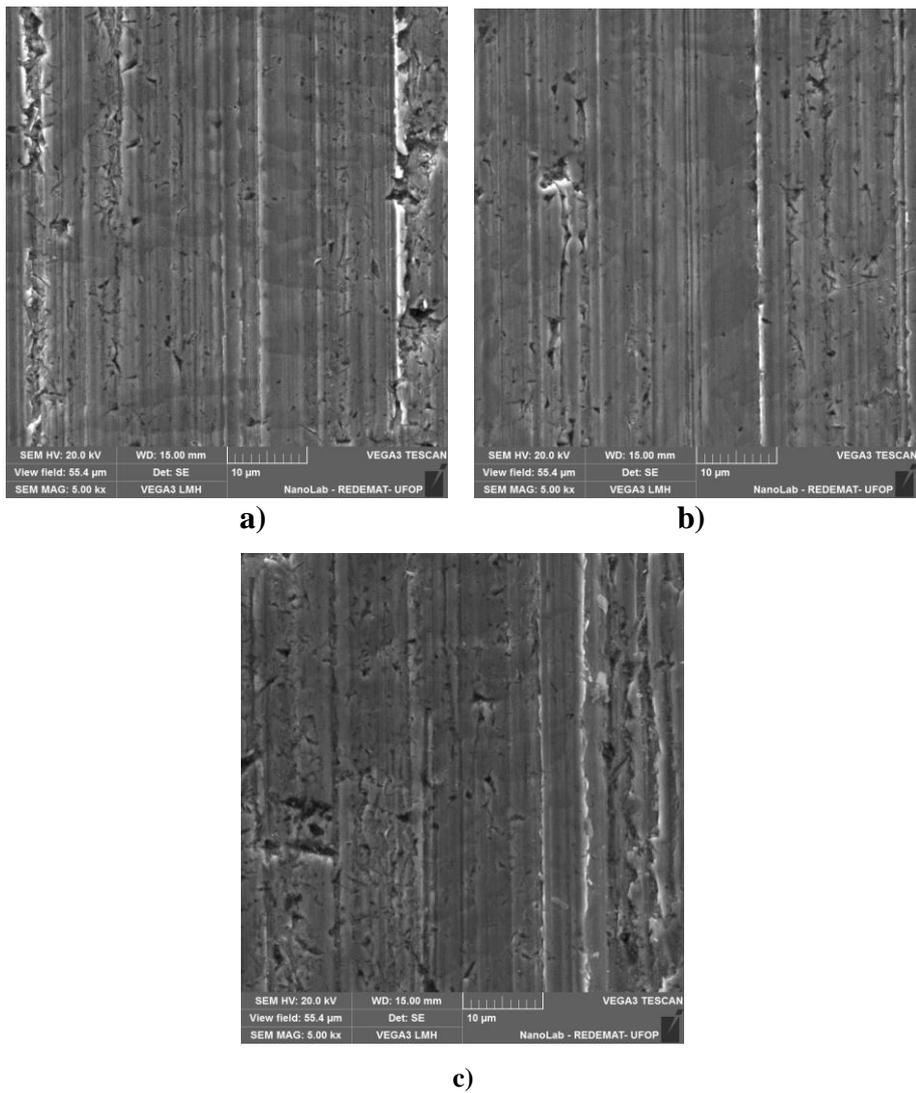


Figura 5.11 - Superfície de desgaste de cada calota da amostra de 25mm
Fonte: Próprio Autor

6 CONCLUSÕES

Diante dos resultados obtidos, pode-se dizer que todos os objetivos foram alcançados.

A análise química revelou que os corpos moedores de diferentes diâmetros apresentaram valores dentro do padrão da norma ASTM A532 classe III. Ainda, verificou-se que a fração volumétrica dos carbonetos presentes nesta liga foi de 35,29% para os de 20mm e 31,51% para os de 25mm.

Com relação as análises metalográficas, verificou-se nas duas amostras a presença de uma matriz do tipo martensítica com carbonetos primários e/ou secundários do tipo M_7C_3 , resultado que condiz com aqueles indicados pela literatura.

Os ensaios de dureza Rockwell C revelaram que o corpo moedor de 20mm apresentou valores de dureza superiores ao corpo moedor de 25mm. Além disso, a dureza máxima da amostra de 25mm foi menor que a dureza mínima da amostra de 20mm. Tal fato indica que um maior teor de cromo do corpo moedor de 20mm (27,68%), em relação ao de 25mm (26,42%), pode ter promovido um aumento de dureza dos carbonetos formados durante o processo de solidificação.

Entretanto, os ensaios de microabrasão mostraram que nem sempre há existência de comportamento linear entre dureza e resistência ao desgaste, de tal forma que o corpo moedor de 20mm, que apresentou maior dureza que o corpo moedor de 25mm, foi o que apresentou maior coeficiente de desgaste durante os ensaios de microabrasão. Sendo assim, a existência de carbonetos mais grosseiros na matriz do corpo moedor de 20mm, agiu no sentido de facilitar o lascamento dos carbonetos da matriz metálica, expondo a matriz ao desgaste abrasivo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. **ASTM A532-19: Standard specification for abrasion-resistant cast irons standard**. West Conshohocken, 2019. 4p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM. **ASTM G40-22: Standard terminology relating to wear and erosion**. West Conshohocken, 2022. 9p.

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

BARBOSA, A. S. O. Q. F. **Efeito do Crômio na Microestrutura e no Comportamento ao Desgaste Abrasivo de Ferros**. 2008. 61 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2008.

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

CÂNDIDO, L.C. **Notas de aulas de MET144 – Seleção dos Materiais**. Curso de Engenharia Metalúrgica. Escola de Minas – UFOP, Ouro Preto, MG, 2022.

CASSOLA, M.S.; MORAES, S. L.; ALBERTIN, E. “Desgaste Na Mineração: o Caso Dos Corpos Moedores”. **REM: Revista Escola de Minas**, v. 59, n. 2, p.173–178, 2006.

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. Análise sobre a reprodutibilidade de resultados e fragmentação de partículas abrasivas em ensaios ball-cratering. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 10, n. 2, p. 103-111, 2013.

CUBILLOS, P. O. **Estudo para a otimização do tratamento térmico de desestabilização dos ferros fundidos brancos de alto cromo**. 2005. 104 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, 2005.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG – DIN. **DIN 50320: Wear terms systematic analysis of wear processes classification of wear phenomena**. German: 1997, 4p.

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.

EL-AZIZ, K. A; ZOHDY, K.; SABER, D.; SALLAM, H. E. M. Wear and corrosion behavior of high-Cr white cast iron alloys in different corrosive media. **Journal of Bio-and Tribo-Corrosion**, v. 1, n. 4, p. 25, 2015.

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.

FILIPOVIC, M. Iron-chromium-carbon-vanadium white cast irons: Microstructure and properties. **Hemijaska Industrija**, v.68, n.4, p.413-427, 2014.

GOMES, W.L. **Integração de modelos energéticos e de balanço populacional para simulação de moagem em moinho de bolas**. 2014. 199 f. Dissertação (Mestrado Engenharia de Minas e de Petróleo) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil, 2014.

JIYANG, Z. Colour Metallography of Cast Iron - White Cast Iron (II). **China Foundry**, v.8, n.4, p.447-462, 2011.

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

LEMM, J. D.; WARMUTH, A.R.; PEARSON, S.R.; SHIPWAY, P.H. The influence of surface hardness on the fretting wear of steel pairs - Its role in debris retention in the contact. **Tribology International**, v. 81, p. 258-266, 2015.

LIU, Y.; SHEN, W.; GAO, N. A study on the dynamic characteristics of abrasion for high-chromium alloys. **Wear**, v.169, p.1-7,1993.

LONGHURST, D. A. Economics and methodology of ball mill media maintenance. In: Cement Industry Technical Conference, 52., 2010, Colorado Springs. **Proceedings...** 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; USEGLIO-NANOT, R. “Factors Affecting the Structure of Cr-Mo White Irons”. **Climax Molybdenum Co.**, 1970.

MOEMA, J. S.; PAPO, M. J.; SLABBERT, G. A.; ZIMBA, J. Grinding media quality assurance for the comminution of gold ores. In: WORLD GOLD CONFERENCE, 2009, Johannesburg. **Proceedings...** Johannesburg: The Southern African Institute of Mining and Metallurgy, 2009. p.27-33.

OLIVEIRA, T.G.D. **Efeito do teor de Cromo e Nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos duros do tipo Fe-C-Cr**. 2019. 89f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Rede Temática em Engenharia de Materiais - REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, MG, Brasil, 2019.

PACHECO, D.A. **Caracterização Estrutural e Propriedades Mecânicas e Tribológicas de Ferro Fundido Branco Alto Cromo com Adição de Nióbio**. 2018. 175f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2018.

PEARCE, J. T. H. Structure and wear performance of abrasion resistant chromium white cast irons. **AFS Transactions**, v.92, p. 599-622, 1984.

PEEV, K.; RADULOVIC, M.; FISET, M. Modification of Fe-Cr-C alloys using mischmetal. **Journal of Materials Science Letters**, v. 13, p.112-114, 1994.

PINTO, M. A.; von KRÜGER, F. L.; OLIVEIRA, C. P. Efeito do Nióbio em Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 14., 2000, São Pedro - SP. **Anais...** 2000, p.27401-27415.

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

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.

SAVERNA, J.; SCHISLER, J. M.; MASOUNAVE, J. Influence du traitement thermique sur la microstructure et la resistance a l'abrasion d'une fonte eutectique de type 15 Cr - 2 Mo. **Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Metallurge**, v.4, p.205-216, 1992.

STACHOWIAK, G.B., STACHOWIAK, G.W.; CELLIERS, O. “Ball-cratering abrasion tests of high-Cr white cast irons”. **Tribology International**, v.38, n.11, p.1076–1087,2005.

SIQUEIRA, E. R. L.; SILVA, A. R. D.; CARDOSO, M. C. D. S.; NUNES, M. S. A; CARVALHO, M. C. Análise das propriedades químicas e físicas dos corpos moedores do moinho de bolas. In: Congresso da ABM - Internacional, 67., 2012, Rio de Janeiro - RJ. **Anais...** 2012, p.2881-2890.

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.

TANG, X. H., CHUNG, R.; PANG, C. J.; LI, D. Y.; HINNCLEY, B.; DOLMAN, K. Microstructure of high (45wt.%) chromium cast irons and their resistances to wear and corrosion. **Wear**, v. 271, n. 9–10, p. 1426–1431, 2011.

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

VARGAS, F., LEITE, T.O.N., RODRIGUES, W.G.X., ANANIAS, M.V., DEMUNER, L.R. Redução do consumo de corpos moedores na moagem de willemita por meio do uso de teste de bolas marcadas. In: Encontro Nacional de Tratamento de Minérios e Metalurgia Extrativa, XXVIII, 2019, Belo Horizonte - MG. **Anais...** 2019, p.375-382.

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

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