

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação

Influência da adição de boro na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido branco alto cromo

Loudiana Mosqueira Antônio

**Belo Horizonte
27 de fevereiro de 2018**

Loudiana Mosqueira Antônio

Influência da adição de boro na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido branco alto cromo

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Ivete Peixoto Pinheiro

Coorientadora: Geralda Cristina Durães de Godoy

Belo Horizonte

27 de fevereiro de 2018

Antônio, Loudiana Mosqueira.
A635i Influência da adição de boro na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido branco alto cromo / Loudiana Mosqueira Antônio. - 2018.
117 f. : il., fotos, grafs., tabs.
Orientadora: Ivete Peixoto Pinheiro.
Coorientadora: Geralda Cristina Durães de Godoy.
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2018.
Bibliografia.

1. Ferro fundido. 2. Boro. 3. Carbonetos. 4. Microestrutura. 5. Desgaste abrasivo. I. Pinheiro, Ivete Peixoto. II. Godoy, Geralda Cristina Durães de. III. Título.

CDD: 669.1413



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
“INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE BORO NA RESISTÊNCIA
AO DESGASTE ABRASIVO DO FERRO FUNDIDO
BRANCO ALTO CROMO”

Autora: Loudiana Mosqueira Antônio

Orientador: Prof^a. Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof^a. Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro (ORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof^a. Dr^a. GERALDA CRISTINA DURÃES GODOY (COORIENTADORA)
Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG

Prof^a. Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Dr^a. Marília Mendonça de Lima
Vallourec

Belo Horizonte, 27 de Fevereiro de 2018.

Dedico este trabalho à minha família, em especial aos meus pais, Eni e Maurício, que são meus pilares e meus exemplos de vida. Ao meu irmão, Maurício, por sempre me incentivar durante essa caminhada. Ao meu namorado, Jadson, por estar sempre ao meu lado e por sempre me dar força nos momentos difíceis.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter me dado força e coragem durante o percurso.

Agradeço a todos que, de alguma forma, contribuíram para a realização deste trabalho. Em especial:

Aos meus pais, Eni Mosqueira e Maurício Antônio, por serem a base de tudo e me darem apoio durante toda a vida para alçar vãos cada vez mais altos.

Ao meu irmão, Maurício Mosqueira, por estar sempre ao meu lado e me ajudando muito.

Ao meu namorado, Jadson Leonato, pelo amor e pela força e incentivo para que eu chegasse ao final.

À professora Ivete Pinheiro, pela orientação e ajuda durante o trabalho.

À professora Cristina Godoy, pela coorientação, carinho e incentivo, que foram de suma importância para a realização desse trabalho.

Ao Dimas Pacheco, que ajudou imensamente na realização desse trabalho. Não só na execução, mas também no entendimento de tudo que foi abordado.

Ao Cláudio Oliveira, que também é um dos responsáveis pela realização desse trabalho. Na fusão das ligas, tratamento térmico, usinagem até os ensaios de desgaste.

Ao Mário, pela ajuda nas discussões e nas análises da difração de raios X.

À Laura Lima e ao Gabriel, pela grande ajuda na realização das análises metalográficas.

À Marília Lima e Elaine Carballo (banca examinadora), que fizeram várias colocações de extrema importância para o aprimoramento do trabalho.

Ao laboratório de Cristalografia do Departamento de física da UFMG, em especial ao Alexandre Melo e Carla Pereira, pela realização das análises de difração de raios X.

À equipe técnica do Departamento de Engenharia Metalúrgica UFMG, em especial à Patrícia, que contribuíram pela realização dos ensaios.

À equipe técnica do Departamento de engenharia de Materiais do CEFET-MG, em especial ao Geraldinho e ao Carlos, que contribuíram pela realização dos ensaios.

À minha chefia imediata no Departamento de Física UFMG, Luiz Orlando Ladeira, que me deu todo apoio durante o mestrado. Além de dar flexibilidade nos horários, ainda se envolveu com o trabalho, ajudando no que foi possível.

Ao colega de trabalho, Erick Ávila, pelo grande apoio.

Aos colegas do mestrado em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, pelo companheirismo durante a trajetória, principalmente ao Steferson Oliveira.

Ao CEFET-MG, pela disponibilidade de profissionais e laboratórios.

À CAPES, pela concessão de alguns meses de bolsa de mestrado.

*“Nas grandes batalhas da vida, o primeiro passo
para a vitória é o desejo de vencer.”*

Mahatma Gandhi

RESUMO

Os ferros fundidos branco alto cromo (FFCr) são ligas ferrosas com alta resistência ao desgaste. Isso se deve à elevada fração volumétrica de carbonetos eutéticos (10 - 30%) que é distribuída em uma matriz metálica constituída de austenita, martensita e carbonetos secundários do tipo M_7C_3 . Nesse trabalho, foi estudado o efeito da adição de boro na resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos alto cromo, com adição de molibdênio. Para alcançar tal objetivo, inicialmente foram fundidas ligas de FFCr da classe ASTM A532 IIIA com e sem adição de boro. Posteriormente, as ligas foram tratadas termicamente passando por recozimento, desestabilização e revenimento. Após o tratamento térmico, as amostras foram usinadas e cortadas. Foram realizados os seguintes ensaios: (i) metalografia das ligas (lixamento e polimento e ataque com Vilela, Glicerégia, Murakami e Behara-Martensita) por microscopia óptica, (ii) difração de raios X (DRX), (iii) mapeamento químico e análise de EDS pontual nos constituintes, (iv) dureza Vickers, (v) dureza por penetração instrumentada (matriz e carbonetos das amostras tratadas termicamente), (vi) desgaste abrasivo por roda de borracha em condição mais severa e mais branda para avaliar o comportamento das ligas (vii) perfilometria e microscopia eletrônica de varredura das superfícies desgastadas. Os resultados mostraram microestrutura eutética para a amostra sem adição de boro e microestrutura hipereutética para a liga com adição de boro e presença de carbonetos secundários após tratamento térmico para a liga com boro. A fração volumétrica de carbonetos e a dureza da liga contendo boro foram maiores que da liga sem boro. Em relação ao desgaste abrasivo, a resposta das ligas ao esforço dependeu das condições a que foram submetidas. Para uma severidade maior de ensaio (carga de 130N), a liga sem boro apresentou melhor desempenho. Para uma severidade menor (carga de 45N), a liga com boro apresentou melhor desempenho. Foi possível, então, correlacionar a microestrutura e a dureza com a resistência ao desgaste das ligas. Ficou claro que o desgaste depende, além das propriedades intrínsecas ao material, das condições tribológicas a que o material é submetido.

Palavras-chave: Ferro fundido branco; Boro; Carbonetos; Microestrutura; Desgaste Abrasivo.

ABSTRACT

High Chromium Cast Iron (HCCI) are ferrous alloys with high wear resistance. This is due to the high volumetric fraction of eutectic carbides (10 - 30%) that is distributed in a metallic matrix consisting of austenite, martensite and secondary carbides (M_yC_x). In this work the effect of the boron addition in the HCCI microstructure will be studied. To achieve this purpose, HCCI alloys of the ASTM A532 IIIA class was initially cast with and without boron addition. Subsequently, the alloys were thermally treated by annealing, destabilization and tempering. After the heat treatment, the samples were machined and cut. The following tests were performed: (i) metallography (sanding, polishing and Vilela, Glicyregia, Murakami and Behara-Martensita etching) by optical microscopy, (ii) X-ray diffraction (XRD), (iii) chemical mapping and spot EDS analysis on constituents, (iv) Vickers hardness, (v) instrumented penetration hardness (vi) abrasive wear for rubber wheel in severe and softer condition to evaluate the behavior of alloys (vii) profilometry and scanning electron microscopy of worn surfaces. The results showed eutectic microstructure for a sample without boron and hypereutectic microstructure for the alloy with boron addition and presence of secondary carbides after heat treatment for the alloy with boron. The volumetric fraction of carbides and the hardness of the alloy containing boron were higher than the alloy without boron. In relation to abrasive wear, a response of the alloys to the stress depending on the conditions under which they are subjected. For a higher test severity (130N load), the non-boron alloy showed better performance. For a lower severity (45N load), the boron alloy presented better performance. It was possible to correlate the microstructure and hardness with alloys wear resistance. It was clear that the wear depends, in addition to the properties intrinsic to the material, of the tribological conditions to which the material is subjected.

Keywords: White cast iron; Boron; Carbides, Microstructure; Abrasive wear.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Solicitações nas principais regiões do chute de transferência de minérios.	20
Figura 2 - Abrasão a dois corpos.	26
Figura 3 - Abrasão a três corpos.	26
Figura 4 - Superfícies desgastadas para abrasão a dois e três corpos.	26
Figura 5 - Abrasão por goivagem.	28
Figura 6 - Abrasão à alta tensão.	29
Figura 7 - Abrasão à baixa tensão.	30
Figura 8 - Modelo típico do desgaste causado por uma partícula abrasiva cônica. ...	31
Figura 9 - Modos de deformação.	33
Figura 10 - Região rica em ferro do diagrama Fe-Cr-C.	37
Figura 11 - Microestrutura de um FFCr hipoeutético mostrando a austenita primária e o carboneto eutético M_7C_3	37
Figura 12 - Microestrutura de um FFCr hipereutético mostrando o carboneto primário M_7C_3 e o eutético (austenita + carboneto M_7C_3).	38
Figura 13 - Volume de carbonetos secundários e austenita retida como uma função do tempo de encharque da desestabilização.	40
Figura 14 - Influência da temperatura de desestabilização na quantidade de austenita retida e dureza da liga.	41
Figura 15- Perda de volume (desgaste) no ensaio ASTM G-65-00 do ferro fundido branco de alto cromo IID com estado inicial, bruto de fusão e recozido, a diversas temperaturas de desestabilização.	42
Figura 16 - Dureza do FFCr (20%Cr, 2,5%Mo e 2,6% C) após revenimento.	43
Figura 17 - Micrografias da liga com 26% de cromo e diferentes teores de carbono.	44
Figura 18 - Morfologia do carboneto Mo_2C	46
Figura 19 - Micrografia mostrando o refinamento da microestrutura com a adição de boro.	47
Figura 20 - Micrografia mostrando a microestrutura das ligas, que são compostas de austenita e carbonetos do tipo M_7C_3	48
Figura 21 - Massa perdida x Carga aplicada durante o desgaste abrasivo para FFCr (a) sem boro (b) com 0,2% de boro.	49

Figura 22 - Distribuição de tamanhos dos carbonetos.	50
Figura 23 - Relação entre o tamanho das partículas abrasivas (A), caminho médio livre da matriz (M) e função da matriz em FFCr. Carbonetos são representados por C. ...	52
Figura 24 - Perda de volume no desgaste abrasivo em função da fração volumétrica de carboneto.	53
Figura 25 - Fluxograma das etapas da pesquisa.	54
Figura 26 - Moldes utilizados.....	56
Figura 27 - Forno elétrico à indução.....	56
Figura 28 - Amostragem para análise de composição química.....	57
Figura 29 - Vazamento e escorificação das ligas.....	58
Figura 30 - Tratamento térmico realizado.	60
Figura 31 - Equipamentos utilizados no tratamento térmico.....	60
Figura 32 - Diferentes ataques químicos utilizados.....	62
Figura 33 - Quantificação de carbonetos.	63
Figura 34 – Desenho das medidas realizadas e durômetro Vickers.	64
Figura 35 - Configuração do ensaio de desgaste roda de borracha.....	66
Figura 36 - Montagem do método de Arquimedes para determinação de densidade.	67
Figura 37 - DRX das ligas BFFCrMo, TFFCrMo, BFFCrMoB e TFFCrMoB.	70
Figura 38 - Diagrama Temperatura x Fração volumétrica de equilíbrio das fases da liga com molibdênio (FFCrMo), para uma composição química fixa.	72
Figura 39 - Diagrama Temperatura x Fração volumétrica de equilíbrio das fases da liga com molibdênio e boro (FFCrMoB), para uma composição química fixa.....	73
Figura 40 - Liga FFCrMo tratada termicamente atacada com Vilela.	75
Figura 41 – Liga FFCrMo tratada termicamente atacada com Beraha-Martensita....	75
Figura 42 - Carbonetos eutéticos M_7C_3 da amostra FFCrMo (ataque Murakami).	76
Figura 43 – Liga FFCrMo tratada termicamente atacada com Glicerégia.	76
Figura 44 - Liga FFCrMoB tratada termicamente atacada com Vilela.....	78
Figura 45 - Liga FFCrMoB tratada termicamente atacada com Beraha-Martensita. .	78
Figura 46 - Carbonetos da amostra FFCrMoB bruta de fusão e tratada.	79
Figura 47 - Liga FFCrMoB tratada termicamente atacada com Glicerégia.	79
Figura 48 - Mapeamento químico da amostra TFFCrMo.	81
Figura 49 - Mapeamento químico da amostra TFFCrMoB.....	82
Figura 50 - EDS pontual da amostra TFFCrMo.....	83

Figura 51 - EDS pontual da amostra TFFCrMoB.	84
Figura 52 - Imagens de um dos locais onde há inclusões – liga TFFCrMo.....	85
Figura 53 - EDS pontual da inclusão na liga TFFCrMo.	85
Figura 54 - Imagens de um dos locais onde há inclusões – liga TFFCrMoB.	86
Figura 55 - EDS pontual da inclusão na liga TFFCrMoB.....	87
Figura 56 - Fração volumétrica de carbonetos totais nas amostras TFFCrMo e TFFCrMoB.....	87
Figura 57 - Dureza média e desvio padrão das amostras.	89
Figura 58 – Dureza H_{IT} dos constituintes.	91
Figura 59 - Taxa de desgaste - Ensaio A da norma ASTM G65.	93
Figura 60 - Volume perdido em função da FVC (matriz martensítica) e a localização das ligas estudadas.....	94
Figura 61 - Curvas de volume perdido ao longo dos tempos de ensaio para cargas de 45N.....	95
Figura 62 - Taxas de desgaste para os ensaios com 45N – TFFCrMo e TFFCrMoB.	97
Figura 63 - Taxas de desgaste para os ensaios com 45 e 130N - TFFCrMo.....	98
Figura 64 - MEV do ensaio de desgaste com carga de 130N e 30 min. TFFCrMo. ...	98
Figura 65 - MEV do ensaio de desgaste com carga de 45N e 90 min. TFFCrMo.	99
Figura 66 - Taxas de desgaste para os ensaios com 45 e 130N - TFFCrMoB.....	100
Figura 67 - MEV do ensaio de desgaste com carga de 130N e 30 min. Amostra TFFCrMoB.....	101
Figura 68 - MEV do ensaio de desgaste com carga de 45N e 90 min. Amostra TFFCrMoB.....	101
Figura 69 - Perfil tridimensional da liga TFFCrMo após ensaio com carga de 130N e 30min.	102
Figura 70 - Perfil tridimensional da liga TFFCrMoB após ensaio com carga de 130N e 30min.	103
Figura 71 - Parâmetros de amplitude na região de maior desgaste – Ensaio com carga de 130N e 30 min.	104
Figura 72 - Perfil tridimensional da liga TFFCrMo após ensaio com carga de 45N e 90min.	105
Figura 73 - Perfil tridimensional da liga TFFCrMoB após ensaio com carga de 45N e 90min.	105

Figura 74 - Parâmetros de amplitude na região de maior desgaste – Ensaio com carga de 45N e 90 min.	106
Figura 75 – Micromecanismos de desgaste nas regiões de desgaste – Ensaio com 130N e 30 minutos para TFFCrMo.....	107
Figura 76 – Micromecanismos de desgaste nas regiões de desgaste – Ensaio com 45N e 90 minutos para TFFCrMo.....	108

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação do desgaste de acordo com a severidade.....	33
Tabela 2 - Classes de ferro fundido branco para aplicações na mineração.....	35
Tabela 3 - Microconstituintes dos ferros fundidos brancos alto cromo.....	36
Tabela 4 - Durezas máximas alcançadas de acordo com a temperatura de desestabilização.....	42
Tabela 5 - Fração volumétrica e microdureza dos carbonetos e boretos.....	49
Tabela 6 - Composição química nominal para as ligas.....	55
Tabela 7 - Carga utilizada na fusão das ligas.....	55
Tabela 8 - Dimensões dos corpos de prova obtidos após a fundição.....	59
Tabela 9 - Ataques utilizados e suas funções.....	61
Tabela 10 - Parâmetros que serão utilizados no ensaio roda de borracha.....	65
Tabela 11 - Composição química das ligas obtidas experimentalmente.....	69
Tabela 12 - Testes realizados e p-valores – FVC com 95% de significância.....	88
Tabela 13 - Testes realizados e p-valores – Dureza Vickers (com 95% de significância).....	89
Tabela 14 - Teste t para duas amostras diferentes – Dureza H_{IT} (com 95% de significância.).....	91
Tabela 15 - Valores de densidade das ligas.....	92
Tabela 16 - Teste t para duas amostras diferentes – Comparação taxa de desgaste entre TFFCrMo e TFFCrMoB (com 95% de significância).....	97
Tabela 17 - Teste t para duas amostras diferentes – Parâmetros tridimensionais TFFCrMo e TFFCrMoB (130N e 30 min).....	104
Tabela 18 - Teste t para duas amostras diferentes – Parâmetros tridimensionais TFFCrMo e TFFCrMoB (45N e 90 min).....	106

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

BFFCrMo	- Ferro fundido branco alto cromo com molibdênio bruto de fusão
BFFCrMoB	- Ferro fundido branco alto cromo com molibdênio e boro bruto de fusão
CCC	- Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
CE	- Carboneto eutético M_7C_3
CFC	- Estrutura cristalina cúbica de face centrada
CP	- Carboneto primário M_7C_3
CS	- Carboneto secundário
d_{H_2O}	- Densidade da água
DRX	- Difração de raios X
d_s	- Densidade do sólido
EDS	- Energia dispersiva de raios X
EE-UFMG	- Escola de Engenharia da UFMG
FFCr	- Ferro fundido branco alto cromo
FFCrMo	- Ferro fundido branco alto cromo com molibdênio
FFCrMoB	- Ferro fundido branco alto cromo com molibdênio e boro
FVC	- Fração volumétrica de carbonetos
H	- Dureza
H_0	- Hipótese nula
H_1	- Hipótese
K	- Constante adimensional de desgaste
k	- Taxa de desgaste específica
K_c	- Tenacidade à fratura
L	- Distância percorrida
M1 e M2	- Médias das amostras
MEV	- Microscopia Eletrônica de Varredura
M_f	- Temperatura final transformação da austenita em martensita
m_L	- Massa do sólido submerso
MO	- Microscopia óptica
m_s	- Massa do sólido
M_s	- Temperatura de início transformação da austenita em martensita
M_yC_x	- Carboneto

Q	- Taxa de desgaste
Sa	- Rugosidade média
Sp	- Distância entre o pico mais alto e o plano de referência
St	- Distância entre o pico mais elevado e o vale mais profundo
Sv	- Distância entre o vale mais profundo e o plano de referência
TFFCrMo	- Ferro fundido branco alto cromo com molibdênio tratado
TFFCrMoB	- Ferro fundido branco alto cromo com molibdênio e boro tratado
V	- Volume deslocado
W	- Carga aplicada
Δm	- Perda de massa

LISTA DE SÍMBOLOS

γ	-	Austenita (Fe CFC)
η	-	Fração de material removido
α_2	-	Nível de significância
α	-	Constante adimensional (depende do formato da partícula)
*	-	Carboneto M_3C
°	-	Carboneto M_7C_3
+	-	Carboneto $M_{23}C_6$
α_1	-	Nível de significância

SUMÁRIO

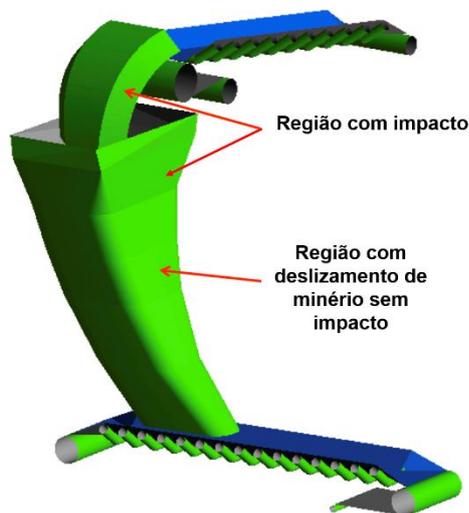
1 INTRODUÇÃO	20
2 OBJETIVOS	23
2.1 Objetivo geral	23
2.2 Objetivos específicos	23
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
3.1 Desgaste	24
3.1.1 <i>Desgaste abrasivo</i>	<i>25</i>
3.1.2 <i>Mecanismos de desgaste</i>	<i>30</i>
3.2 Ferro Fundido	34
3.2.1 <i>Ferro fundido branco alto cromo (FFCr)</i>	<i>34</i>
4 MATERIAIS E MÉTODOS	54
4.1 Materiais	54
4.2 Fundição, análise química das ligas de FFCr	56
4.3 Tratamento térmico	59
4.4 Métodos	60
4.4.1 <i>Difração de raios X (DRX)</i>	<i>60</i>
4.4.2 <i>Análise microestrutural</i>	<i>61</i>
4.4.3 <i>Macro dureza Vickers</i>	<i>63</i>
4.4.4 <i>Dureza por penetração instrumentada</i>	<i>64</i>
4.4.5 <i>Ensaio de desgaste roda de borracha</i>	<i>65</i>
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	69
5.1 Análise química e simulação da solidificação das ligas obtidas	69
5.2 Difração de raios X	69
5.3 Simulação por ThermoCalc	71
5.4 Análise microestrutural	74
5.4.1 <i>Microscopia óptica</i>	<i>74</i>

5.4.2	<i>Microscopia eletrônica de varredura (MEV)</i>	80
5.4.3	<i>Fração volumétrica de carbonetos</i>	87
5.5	Macro dureza Vickers	88
5.6	Dureza por penetração instrumentada dos constituintes	90
5.7	Ensaio de desgaste abrasivo	92
5.7.1	<i>Densidade das ligas</i>	92
5.7.2	<i>Roda de borracha e MEV</i>	92
5.7.3	<i>Perfilometria 3D</i>	101
6	CONCLUSÕES	109
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	110
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	111
	APÊNDICE I: Análise de variância (ANOVA) da regressão linear para ensaio de desgaste por roda de borracha (carga 45N e 90 minutos)	116

1 INTRODUÇÃO

O desgaste de partes ou peças de equipamentos é um fenômeno comum em vários setores da indústria que acontece desde os primórdios da atividade industrial. A indústria de mineração, especificamente a que processa minério de ferro, enfrenta problemas constantes com o desgaste abrasivo. Como o minério de ferro é um material extremamente abrasivo, ele provoca desgaste nas estruturas dos equipamentos utilizados nas instalações de beneficiamento, provocando perdas financeiras. Nesse contexto, estão as placas de desgaste que são componentes que revestem os chutes de transferência de minérios. As placas são projetadas para proteger a parte estrutural dos chutes, evitando que ocorra danos ao equipamento. Por esse motivo, é importante que o material utilizado nessas placas possua alta resistência ao desgaste abrasivo (OLIVEIRA, 2015). Cada região do chute está sujeita a uma solicitação diferente (Figura 1). Sendo assim, em cada região, placas de materiais diferentes são utilizadas.

Figura 1 – Solicitações nas principais regiões do chute de transferência de minérios.



Fonte: Adaptado de Jenike (2018).

Para a região onde há impacto do minério, materiais com alta tenacidade são necessários. Para a região onde ocorre o deslizamento de minério, materiais que possuem alta dureza e moderada resistência ao impacto, podem ser utilizados. O ferro fundido branco alto cromo (norma ASTM A532), material de estudo do presente trabalho, é utilizado nas placas de desgaste das regiões em que não há impacto do

minério. Como as placas de desgaste estão suscetíveis a um desgaste severo, o desenvolvimento de novas ligas (ou a melhora da resistência ao desgaste abrasivo das ligas já utilizadas) que proporcionem a melhoria da resistência ao desgaste tem se tornado cada vez mais importante.

O ferro fundido branco alto cromo (FFCr), uma liga contendo entre 11 e 30% de cromo e 1,8 a 3,6% de carbono, tem sido aplicado industrialmente em equipamentos cuja condição de trabalho exija uma alta resistência ao desgaste (DEMELLO, 1983; JACUINDE; ARIAS; HERNÁNDEZ, 2003). A variação da composição química dessas ligas por meio da adição de elementos de liga tem sido amplamente estudada com o objetivo de melhorar a resistência ao desgaste (DEMELLO, 1983; PETROVIĆ; MARKOVIĆ; ZEC, 2002; JACUINDE; ARIAS; HERNÁNDEZ, 2003; ZEYTIN et al., 2011, PENAGOS, 2016). Os elementos de liga mais encontrados no FFCr são o molibdênio, manganês, cobre e níquel. A microestrutura típica dessa liga consiste em carbonetos primários e/ou eutéticos em uma matriz austenítica, quando o material é bruto de fusão. Os carbonetos são os principais responsáveis pela boa resistência ao desgaste abrasivo (JACUINDE; ARIAS; HERNÁNDEZ, 2003).

O boro é outro elemento de liga que vem sendo estudado para adição em FFCr. O objetivo da adição de boro é aumentar a resistência ao desgaste, porque a presença de boro aumenta a quantidade de carbonetos na liga (ZEYTIN et al., 2011). Isso acontece porque o boro substitui certo número de átomos de carbono nos carbonetos. Os átomos de carbono substituídos pelo boro são transferidos para o resto do metal fundido assegurando um aumento da saturação de carbono no mesmo (PETROVIĆ; MARKOVIĆ; ZEC, 2002).

Esse trabalho tem como principal objetivo avaliar a resistência ao desgaste do FFCr com adição de 0,5 % boro tratado termicamente por recozimento, desestabilização e revenimento. Foram realizadas análises de metalografia (microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura) e difratometria de raios X (DRX) para identificar as fases e os carbonetos presentes na microestrutura, análises de dureza Vickers e dureza por indentação instrumentada dos microconstituintes. Para avaliar a

resistência ao desgaste abrasivo foram realizados, ensaios de desgaste por roda de borracha com cargas de 130 e 45N.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Avaliar o comportamento do ferro fundido branco alto cromo (FFCr) com e sem adição de boro e tratado termicamente, frente ao desgaste abrasivo.

2.2 Objetivos específicos

- Realizar a caracterização da liga por meio de: composição química, metalografia, difração de raios-x, dureza e microdureza dos microconstituintes.
- Realizar ensaios de desgaste por roda de borracha para avaliar a resistência ao desgaste abrasivo.
- Realizar perfilometria e microscopia eletrônica de varredura para avaliar as superfícies após os ensaios de desgaste.
- Correlacionar a microestrutura à resistência ao desgaste abrasivo.
- Avaliar o efeito da adição de boro na microestrutura e nas propriedades mecânicas do ferro fundido branco alto cromo (FFCr).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Desgaste

Hutchings e Shipway (2017) definem o desgaste como uma perda ou deslocamento progressivo de material de uma superfície devido ao movimento relativo entre superfícies. Quando um material está em serviço acontece o desgaste, sendo assim, ele é um dos maiores responsáveis pelo alto custo de manutenção na indústria. Está presente em diferentes situações, onde ocorre a perda de material a partir da superfície, por contato ou movimento relativo a um sólido, líquido ou gás. Dessa forma, equipamentos com partes móveis como anéis de pistão em motores a explosão, matrizes de prensagem e vedações hidráulicas sofrem desgaste. A consequência é a perda de desempenho funcional que resulta na substituição e reparos no equipamento (ARNT; BERGMANN, 1999).

A causa e os mecanismos que provocam o desgaste em materiais são bastante variados e devem ser abordados dentro de uma maior complexidade que é definida como sistema tribológico. Esse sistema engloba a superfície que sofre o desgaste, o agente de desgaste e o meio em que as partes envolvidas estão em contato. Para determinados mecanismos, dureza e tenacidade à fratura são propriedades importantes para fazer frente às solicitações que provocam desgaste.

Existem quatro tribossistemas que produzem desgaste. O maior dano no desgaste acontece onde há um ou mais desses triboeventos:

- sólidos, relativamente lisos, deslizando sobre outros sólidos;
- substâncias duras, pontiagudas, deslizando sobre superfícies mais maleáveis;
- fadiga superficial, causada por tensões repetidas (usualmente compressivas);
- fluidos com ou sem sólidos suspensos movimentando em relação a uma superfície sólida (ARNT; BERGMANN, 1999).

Segundo Hutchings e Shipway (2017), os tipos de desgaste podem ser divididos em desgaste por deslizamento e desgaste por partículas duras (também chamado de desgaste abrasivo). A diferença entre esses dois tipos de desgaste às vezes é

superficial, pois não é respeitado pela natureza, já que em algumas condições de desgaste por deslizamento podem gerar debris que provocam desgaste por abrasão. Nesse trabalho foi verificado o desgaste abrasivo. Sendo assim, será tratado na revisão, somente desse tipo de desgaste. Mais informações sobre outros tipos de desgaste estão presentes em Hutchings e Shipway (2017) e Stachowiak e Batchelor (2006).

3.1.1 *Desgaste abrasivo*

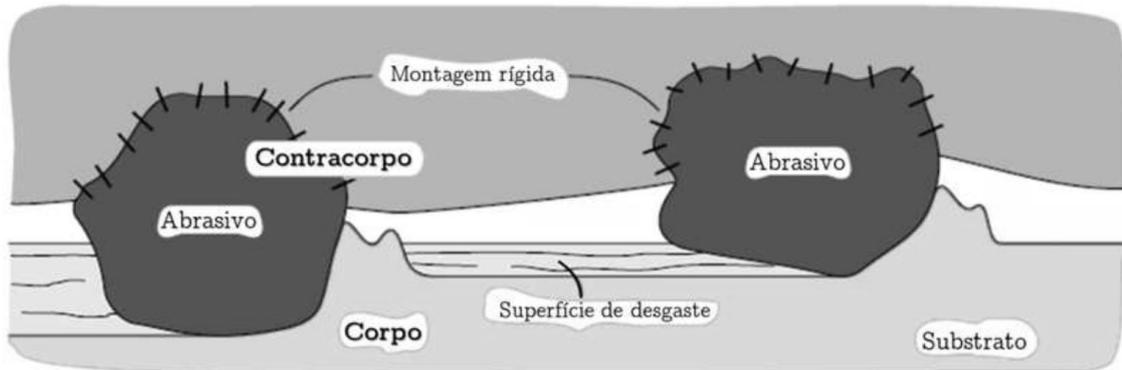
Segundo Hutchings e Shipway (2017), o desgaste abrasivo é caracterizado pela remoção ou deslocamento de uma superfície por partículas duras, ou às vezes, por protuberâncias duras em uma contraface, forçada contra e movendo-se ao longo da superfície. Hutchings e Shipway (2017) classificam o desgaste abrasivo de duas formas: desgaste abrasivo a dois ou três corpos e também em abrasão por altos e baixos esforços.

3.1.1.1 Abrasão a dois ou três corpos

A abrasão a dois corpos é causada por protuberâncias duras na superfície ou partículas rígidas ligadas a ele (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Esse desgaste pode ser exemplificado pela ação da lixa em uma superfície: asperezas ou grãos rigidamente presos passam sobre a superfície como uma ferramenta de corte (Figura 2). Na abrasão a três corpos as partículas rígidas são livres para rolar e deslizar entre duas superfícies (Figura 3). Segundo Stachowiak e Batchelor (2006), o desgaste abrasivo é dez vezes menor na abrasão a três corpos que na abrasão a dois corpos. Isso acontece porque a abrasão a dois corpos funciona como uma ferramenta de corte removendo material, enquanto a abrasão a três corpos envolve uma remoção gradual de camadas de superfície pelo contato sucessivo de partículas abrasivas.

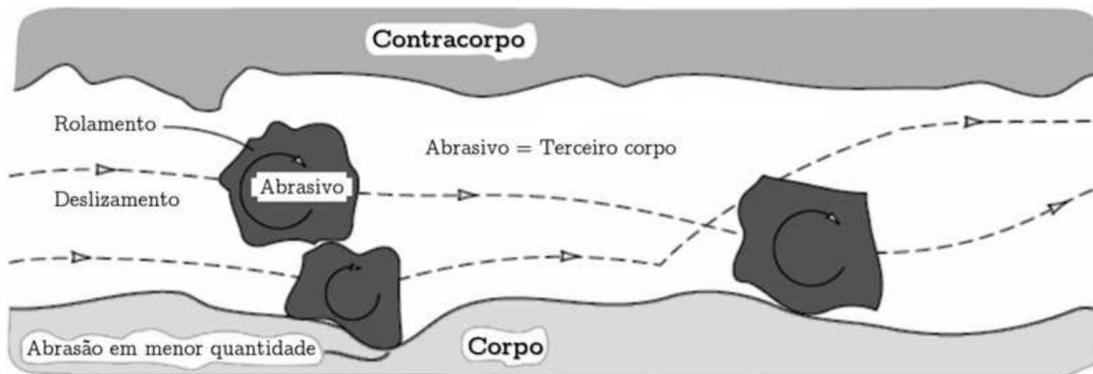
Na superfície desgastada na abrasão a dois corpos o mecanismo de desgaste que prevalece é o de micro corte, causado pela grande quantidade de massa perdida, enquanto na abrasão a três corpos o mecanismo é uma combinação de múltiplas microindentações com poucos micro cortes (PENAGOS et al, 2015). Isso pode ser visto na Figura 4.

Figura 2 - Abrasão a dois corpos.



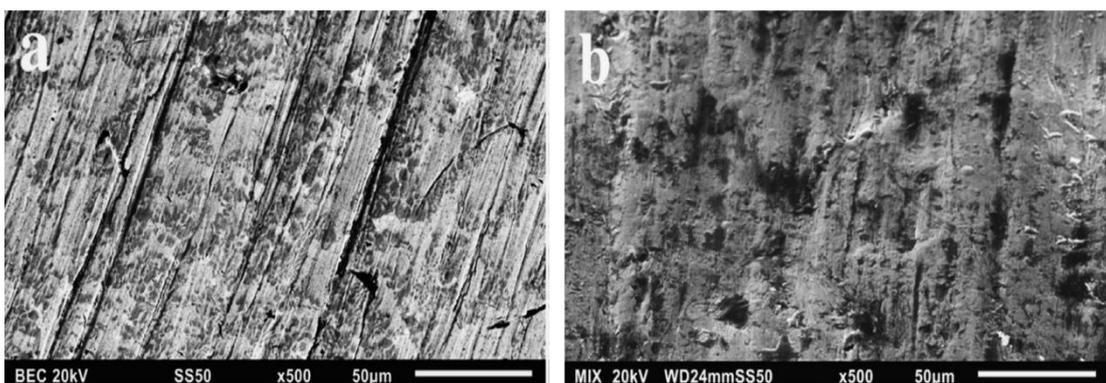
Fonte: Adaptado de Stachowiak e Batchelor (2006).

Figura 3 - Abrasão a três corpos.



Fonte: Adaptado de Stachowiak, e Batchelor 2006.

Figura 4 - Superfícies desgastadas para abrasão a dois e três corpos.



(a) Dois corpos e (b) três corpos.

Fonte: Penagos et al (2015).

Hutchings e Shipway (2017) alertam que a distinção entre partículas fixas e soltas relacionadas com os termos “dois corpos” e “três corpos” não é suficiente para descrever o processo de desgaste. Enquanto partículas presas firmemente na

superfície irão deslizar sobre o contracorpo (abrasão a dois corpos), se elas se desprenderem, irão formar um terceiro corpo e talvez rolar e deslizar no vão entre as superfícies (abrasão a três corpos). Gates (1998) e Trezona, Allsopp e Hutchings (1999) também alertaram sobre as inconsistências presentes nessa classificação. Esses autores citam alguns exemplos:

- Uma pá escavando uma pilha de pedras soltas é considerada uma interação a três corpos, mesmo que não haja um contra corpo separado.
- O teste de abrasão roda de borracha é considerado abrasão a dois corpos, no entanto, em certo momento do ensaio pode ocorrer de o abrasivo ficar preso na roda produzindo assim, taxas de desgaste elevadas.

3.1.1.2 Abrasão a altos e baixos esforços

Essa classificação parte do princípio de que a divisão entre baixos e altos esforços está relacionada à fratura ou não do abrasivo. Se somente isso fosse considerado, a moagem de um abrasivo mole (talco, por exemplo) seria abrasão a altos esforços. Sendo assim, a condição que determina a abrasão por altos esforços não é somente a fratura, mas a resistência do abrasivo. Para que ocorra abrasão a altos esforços são necessários (GATES apud PENAGOS, 2016):

- Um contracorpo rígido que irá direcionar, com força significativa, as partículas abrasivas para a superfície de desgaste.
- A partícula abrasiva deve possuir resistência suficiente para transferir as forças do contracorpo para a superfície de desgaste.

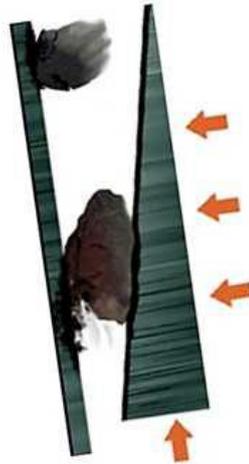
Diante dessas condições, autores como Gates (1998) e Hutchings e Shipway (2017) classificam o desgaste abrasivo a altos e baixos esforços como: abrasão por goivagem (“*Gouging abrasion*”), abrasão a altos esforços (“*High stress abrasion*”) e abrasão a baixos esforços (“*Low stress abrasion*”).

Abrasão por goivagem

Ocorre quando partículas abrasivas grosseiras, de grandes dimensões e com regiões pontiagudas impactam uma superfície metálica com dureza menor sob pressões

violentas e repetitivas. Isso causa o corte da superfície desgastada pelo abrasivo e produz grandes sulcos e ranhuras que podem ser vistas a olho nu. Esse tipo de desgaste acontece em dentes de caçamba ou em esteiras transportadoras de minério bruto (Figura 5) (RIBEIRO, 2004).

Figura 5 - Abrasão por goivagem.



Fonte: Metso (2011).

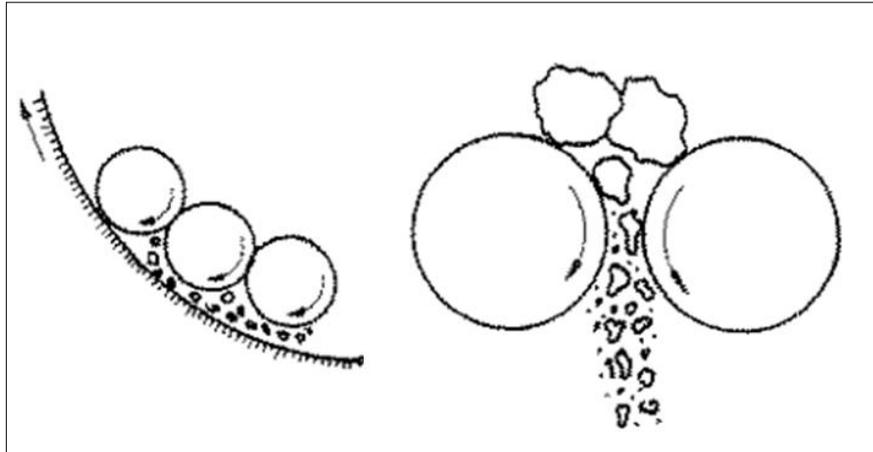
Abrasão a alta tensão

Esse tipo de desgaste ocorre entre partículas abrasivas e metal ocasionando o esmagamento do abrasivo ou não. A prensagem do abrasivo (partículas médias ou pequenas) contra o metal ocorre por pressões fortes ou médias, o que provoca o surgimento de pequenos fragmentos. Partículas médias provocam arrancamento de fragmentos do metal enquanto partículas pequenas provocam deslocamentos de pequenos fragmentos do metal (REBELLO et al., 1987).

O fator determinante para que não ocorra esse tipo de desgaste é que a microestrutura do metal tenha carbonetos (partículas duras) em uma matriz dúctil. A partícula dura resiste à abrasão a alta pressão protegendo o desgaste na matriz dúctil. A distribuição e formato dos carbonetos no metal também são fatores importantes (RIBEIRO, 2004).

Esse tipo de desgaste acontece em caçamba de escavação ou carga, lâminas niveladoras, arados, raspadores, cilindros de laminadores e rolos puxadores de linhas de laminação, etc. (Figura 6) (RIBEIRO, 2004).

Figura 6 - Abrasão à alta tensão.



Fonte: Silva (2016).

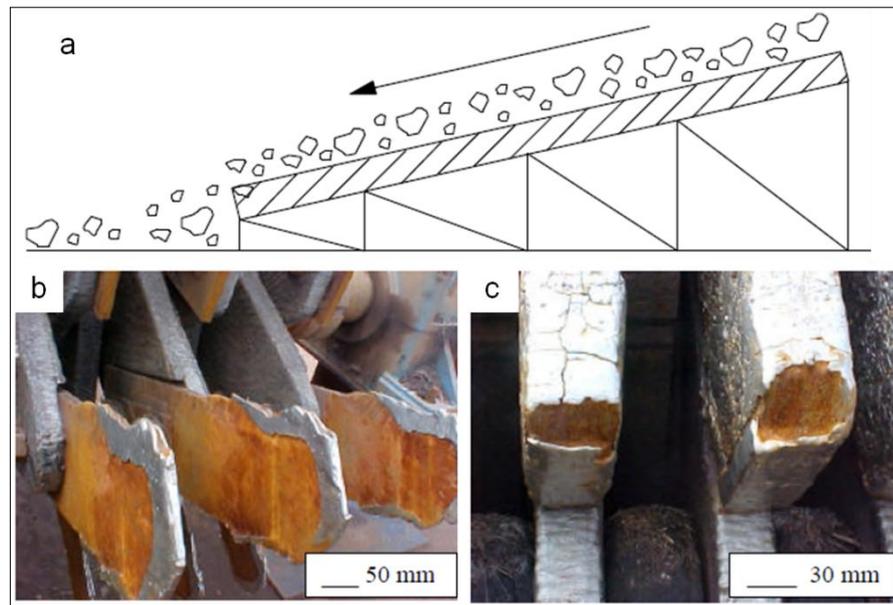
Abrasão à baixa tensão

Esse tipo de desgaste acontece devido ao deslizamento de partículas livres sobre uma superfície. As tensões envolvidas são baixas e o material é removido da superfície a baixos ângulos. Sendo assim, os abrasivos com arestas vivas produzem desgastes mais severos, porém, a dureza da superfície minimiza a penetração e velocidade de desgaste.

A microestrutura possui um importante papel na resistência ao desgaste abrasivo, principalmente devido à presença de carbonetos e partículas de segunda fase e da forma como se apresentam na microestrutura. À medida que a quantidade de partículas duras aumenta, bem como tamanho, a resistência ao desgaste por abrasão à baixa tensão aumenta.

Esse tipo de desgaste acontece na superfície dos componentes de equipamentos que, direta ou indiretamente, manuseiam terras, areias, minérios ou carvão, tais como, máquinas agrícolas, equipamento de escavação, transporte, manuseio de minérios, facas e martelos desfibradores, exaustores, roletes, bagaceiras entre outros. Uma representação esquemática da abrasão à baixa tensão e fotos de peças (martelos e facas desfibradoras) submetidas a abrasão à baixa tensão podem ser observadas na Figura 7 (REBELLO et al., 1987).

Figura 7 - Abrasão à baixa tensão.



(a) Representação esquemática (b) conjunto de facas desfibradoras desgastadas e (c) conjunto de martelos desfibradores desgastados.
 Fonte: Adaptado de Ribeiro (2004).

Segundo Gates (1998) e Gates apud Penagos (2016), essa classificação também pode gerar algumas confusões como, por exemplo, pensar que a abrasão a altos esforços gera maiores taxas de desgaste. Nos chutes de alimentação da indústria de mineração não é isso que ocorre, o desgaste acontece devido à abrasão a baixos esforços, o que mostra que a velocidade de deslizamento possui importância tanto quanto a força de contato.

3.1.2 Mecanismos de desgaste

Segundo Stachowiak e Batchelor (2006), existem quatro tipos de mecanismos de desgaste abrasivo: deformação plástica, fratura, fadiga, e arrancamento de grãos “*grain pull-out*”. No entanto, uma abordagem mais simples é feita por Hutchings e Shipway (2017) em que eles classificam os mecanismos em: deformação plástica e fratura frágil.

Deformação plástica

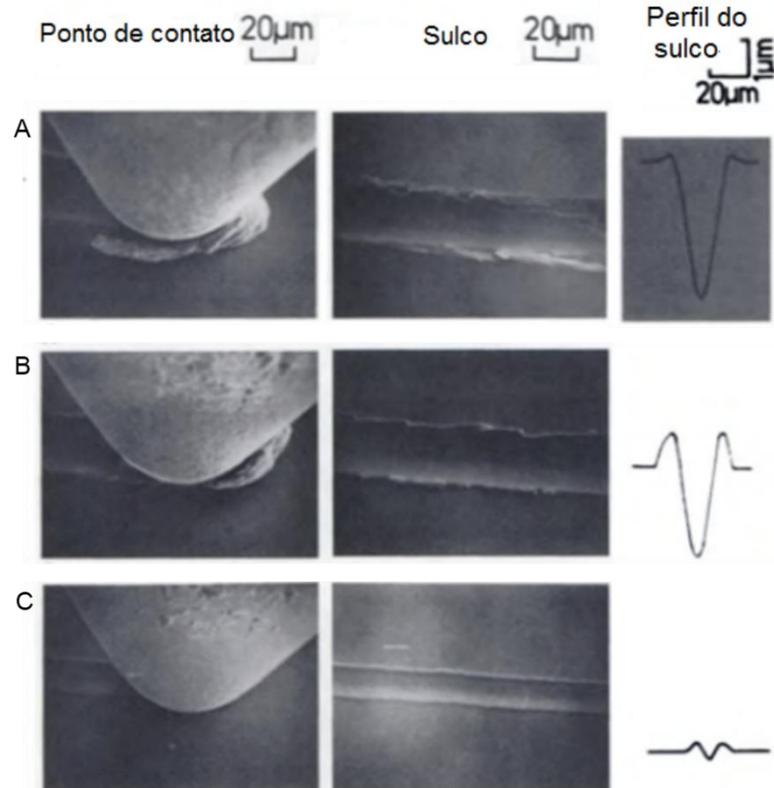
O modelo de desgaste por deformação plástica foi desenvolvido por Rabinowicz et al (1961). Ele é baseado em uma partícula abrasiva de formato idealmente cônico (de

Onde, Δm é a perda de massa e ρ é densidade do material.

O modelo desenvolvido por Rabinowicz et al (1961) considera que as partículas são regulares, sendo assim, o material do sulco formado seria todo removido. No entanto, o que ocorre na realidade é que o material pode ser removido inteiramente, parcialmente ou não ser removido devido às irregularidades das amostras. O modo de deformação em que todo o material é retirado é chamado de microcorte (Figura 9a). O material é desviado através de uma zona de cisalhamento e flui pela face frontal da partícula para formar uma lasca. O sulcamento é o segundo modo de desgaste e está representado na Figura 9c. Nele o material não é removido (ao contrário do microcorte), apenas se desloca ao fluir por baixo da partícula abrasiva. O terceiro mecanismo é intermediário entre o microcorte e o sulcamento, ele é chamado de deslocamento de proa e consiste no deslizamento limitado ou na completa adesão entre a face frontal da partícula e uma proa levantada de material. A deformação consiste no crescimento e eventual destacamento da proa levantada em uma repetição contínua (HUTCHINGS; SHIPWAY,2017). Ele está representado na Figura 9b.

Gates (1998) propôs uma classificação do desgaste abrasivo com relação à severidade do desgaste. Essa classificação tem o objetivo de fornecer informações relacionadas às condições em que os desgastes brando, severo e extremos acontecem e os mecanismos que estão associados a eles. A Tabela 1 mostra essa classificação.

Figura 9 - Modos de deformação.



(a) Microcorte (b) Deslocamento de proa (c) Sulcamento.

Fonte: Adaptado de Bayer (2004).

Tabela 1 - Classificação do desgaste de acordo com a severidade.

Situação típica	Modo de desgaste abrasivo		
	Moderado	Severo	Extremo
Tamanho do abrasivo	Pequeno	Médio	Grande
Restrição	Sem restrição	Parcialmente restrito pelo contracorpo	Restrição forte
Forma do abrasivo	Arredondada	Aguda	Aguda
Nível de tensão no contato	Baixo. Insuficiente para fraturar a partícula	Moderado. Suficiente para fraturar a partícula	Muito elevada. Pode causar deformações macroscópicas ou fratura frágil do material sendo desgastado
Mecanismos predominantes	Microssulcamento	Microcorte	Microcorte e/ou microfratura
Termos equivalentes	<ul style="list-style-type: none"> Abrasão por baixos esforços Riscamento A três corpos por baixos esforços 	<ul style="list-style-type: none"> Abrasão por altos esforços Moagem (<i>grinding abrasion</i>) A três corpos por altos esforços A dois corpos por baixos esforços 	<ul style="list-style-type: none"> Britagem (<i>gouging abrasion</i>) A dois corpos por altos esforços

Fonte: Adaptado de Gates (1998).

Fratura Frágil

No caso de materiais frágeis, a remoção de material é controlada pela nucleação e propagação de trincas. A remoção ocorre por trincas laterais crescendo em direção à superfície partindo da base de uma região subsuperficial. A equação 4 mostra o modelo proposto por Evan apud Hutchings e Shipway (2017) em que é possível inferir que a formação das trincas depende da tenacidade à fratura do material (K_c) e de uma tensão aplicada acima de um valor crítico. Além disso, a taxa de desgaste (Q) depende da dureza (H), da tenacidade à fratura e da carga aplicada. Essa relação assume que várias partículas de dimensão linear (d) deslizam espalhadas sobre uma área de contato aparente (A). α_2 é uma constante adimensional que depende somente do formato da partícula.

$$Q = \alpha_2 \frac{W^{5/4} d^{1/2}}{A^{1/4} K_c^{3/4} H^{1/2}} \quad (4)$$

3.2 Ferro Fundido

Os ferros fundidos são definidos como uma liga fundida com teor de carbono (mínimo de 2,03%) que garanta a solidificação com um eutético (RADZIKOWSKA, 2004). Os ferros fundidos possuem, entre as ligas ferro-carbono, importância fundamental para a indústria por suas características e também pelo fato de ações como o tratamento térmico e adição de elementos de liga ter permitido aplicações que antes eram conferidas somente aos aços. Isso torna o estudo dos ferros fundidos de extrema importância. Esse trabalho trata do ferro fundido branco alto cromo, sendo assim, serão abordadas a seguir suas características.

3.2.1 Ferro fundido branco alto cromo (FFCr)

Os ferros fundidos brancos de alto cromo são ligas ferrosas com uma quantidade de cromo entre 11-30% e 1,8-3,6% de carbono e pertencem às classes I e II da norma ASTM A532 (Tabela 2). Eles podem apresentar alguns elementos de liga como silício, molibdênio, manganês, cobre e níquel. Sua microestrutura é resultante da composição

química, da taxa de extração de calor durante a solidificação e da velocidade de resfriamento após a solidificação (ORTEGA; BERNARDINI; TORRES, 2007).

Tabela 2 - Classes de ferro fundido branco para aplicações na mineração.

Classe	Dureza Brinell	Tipo de modelagem ou tratamento térmico	Composição química (%)							
			C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	Outros
<i>I - Tipo A</i>	500 - 600	Areia e coquilha	3,0 - 3,6	0,8	1,3	3,3 - 5,0	1,4 - 4,0	1	0,15	0,3 P
<i>I - Tipo B</i>	550 - 600	Areia e coquilha	2,5 - 3,0	0,8	1,3	3,3 - 5,0	1,4 - 4,0	1	0,15	0,3 P
<i>I - Tipo C</i>	550 - 600	Areia e coquilha	2,9 - 3,7	0,8	1,3	2,7 - 4,0	1,1 - 1,5	1	0,15	0,3 P
<i>I - Tipo D</i>	550 - 600	Areia e Temperado	2,5 - 3,6	1 - 2,2	1,3	5,0 - 7,0	7,0 - 11,0	1	0,15	0,10 P
<i>II - Tipo A</i>	550 - 600	Areia e Temperado	2,4 - 2,8	1	0,5 - 1,5	0,5	11,0 - 14,0	0,5 - 1,0	0,06	0,10 P e 1,2 Cu
<i>II - Tipo B</i>	450 - 600	Areia e Temperado	2,4 - 2,8	1	0,5 - 1,5	0,5	14,0 - 18,0	1,0 - 3,0	0,06	0,10 P e 1,2 Cu
<i>II - Tipo C</i>	550	Areia e Temperado	2,8 - 3,6	1	0,5 - 1,5	0,5	14,0 - 18,1	2,3 - 3,5	0,06	0,10 P e 1,2 Cu
<i>II - Tipo D</i>	450 - 600	Areia e Temperado	2,0 - 2,6	1	0,5 - 1,5	1,5	18,0 - 23,0	1,5	0,06	0,10 P e 1,2 Cu
<i>II - Tipo E</i>	450 - 600	Areia e Temperado	2,6 - 3,2	1	0,5 - 1,5	1,5	18,0 - 23	1,0 - 2,0	0,06	0,10 P e 1,2 Cu
<i>III - Tipo A</i>	450 - 600	Areia e Temperado	2,3 - 3,0	1	0,5 - 1,5	1,5	23,0 - 28,0	1,5	0,06	0,10 P e 1,2 Cu

Fonte: Adaptado de ASTM A532.

Esse material é utilizado em aplicações em que elevada resistência ao desgaste é necessária (equipamentos de moagem, carcaças de bombas, revestimentos de moinhos e outros itens sujeitos a desgaste). Isso se deve à elevada fração volumétrica de carbonetos eutéticos (entre 10 e 30%) que é distribuída em uma matriz metálica constituída de diferentes proporções de austenita, martensita e carbonetos secundários, dependendo do histórico térmico (KASAMA et al., 2002; ORTEGA; BERNARDINI; TORRES 2007). A Tabela 3 apresenta os microconstituintes dos ferros fundidos brancos formados durante a solidificação e uma breve descrição dos mesmos.

Tabela 3 - Microconstituintes dos ferros fundidos brancos alto cromo.

Microconstituente	Descrição
Carbonetos (eutéticos, primários ou secundários)	São as fases mais duras e resistentes ao desgaste, são muito frágeis (se submetidas ao impacto). Os carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 refinados com matriz martensítica e austenítica são os mais resistentes.
Austenita bruta de fusão	Forma-se a partir da solidificação das ligas hipoeutéticas por meio da formação das dendritas de austenita com posterior formação de austenita e carbonetos eutéticos (M_7C_3).
Eutético da austenita	Quando a formação de austenita primária é elevada, o carboneto segrega ao longo dos contornos de grão. Esta microestrutura corresponde à de um eutético divorciado no qual a austenita do eutético deposita sobre a primária e os carbonetos ficando em forma de plaquetas alongadas.
Martensita	Forma-se durante o resfriamento lento do molde em fundidos de seção espessa. Devido a isso, a estabilização da austenita é incompleta e ocorrem transformações parciais em martensita. Como há presença de grande quantidade de austenita, a dureza é baixa, havendo necessidade de tratamento térmico para aumento da dureza.

Fonte: Adaptado de Novelli, 2004

3.2.1.1 Formação dos carbonetos

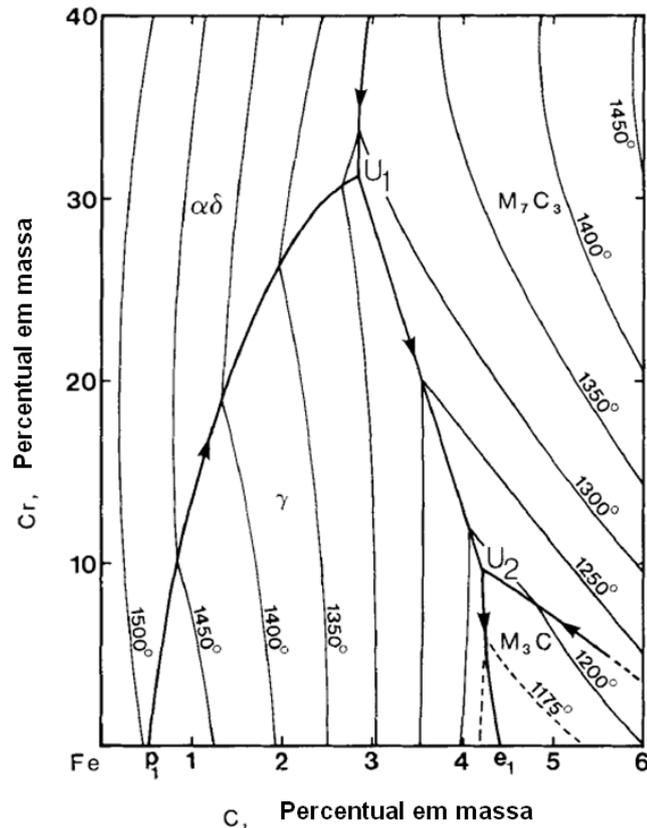
A boa resistência ao desgaste abrasivo e erosivo do FFCr está relacionada, primeiramente, com a alta fração volumétrica de carbonetos (DOGAN; HAWK; LAIRD II, 1997). Dependendo da composição química do FFCr, a microestrutura pode conter carbonetos do tipo M_7C_3 , M_3C e $M_{23}C_6$. A partir das características químicas e morfológicas diferentes desses carbonetos, a exploração das propriedades das ligas dependerá do tipo de carboneto que prevalece em sua microestrutura (PETROVIĆ; MARKOVIĆ; ZEC, 2002).

A Figura 10 mostra a região rica em ferro do diagrama Fe-Cr-C. A superfície *liquidus* mostra que a maioria das ligas de FFCr, com composição de 11 a 30% de cromo e 2 a 3,3% de carbono solidificam no campo da austenita (γ). Em ligas hipoeutéticas, como o material solidifica, as dendritas austeníticas se formam até que a temperatura diminua para um nível onde a reação eutética, dada pela linha U_1-U_2 na Figura 10, aconteça. Esta reação é descrita na equação 5 (TABRETT, 1997):



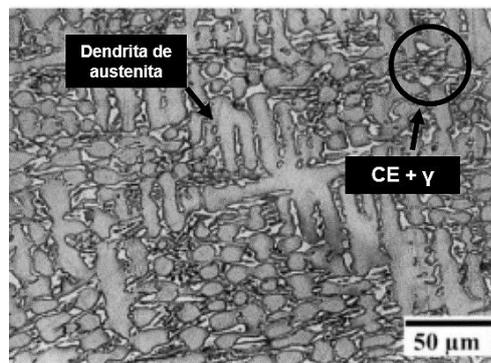
Onde M_7C_3 é o carboneto eutético formado (M representa espécies metálicas, mais comumente cromo e ferro). A Figura 11 mostra a microestrutura bruta de fusão de um FFCr hipoeutético com teor de cromo de 16,9% e de carbono de 2,58%, onde é possível ver o carboneto eutético M_7C_3 em uma matriz austenítica.

Figura 10 - Região rica em ferro do diagrama Fe-Cr-C.



Fonte: Adaptada de Thorpe (1987).

Figura 11 - Microestrutura de um FFCr hipoeutético mostrando a austenita primária e o carboneto eutético M_7C_3 .



CE + γ = Carboneto eutético e austenita

Fonte: Adaptado de Jacuinde e Rainforth (2001).

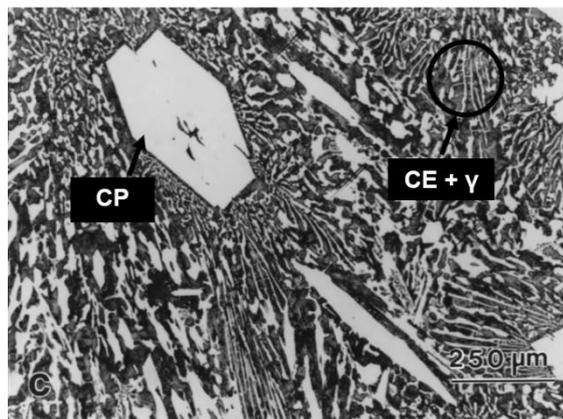
Apesar de a maioria das ligas de FFCr se solidificarem completamente na região eutética, a reação representada na equação 6 pode ocorrer se o metal permanecer líquido quando a temperatura atingir U_2 (TABRETT, 1997).



Essa reação é rapidamente reprimida à medida que uma parede de carbonetos M_3C se forma nos carbonetos M_7C_3 , inibindo o contato entre M_7C_3 e o líquido.

As ligas hipereutéticas solidificam primeiro na região M_7C_3 primária formando carbonetos primários grandes seguidos por um eutético de $\gamma + M_7C_3$ (TABRETT, 1997). Esses carbonetos primários possuem forma hexagonal com uma cavidade característica no centro (RADZIKOWSKA, 2004). A Figura 12 mostra a microestrutura de um FFCr hipereutético com teor de cromo de 24,8% e de carbono de 3,72%, onde é possível ver o carboneto primário M_7C_3 em uma matriz austenítica (CHUNG, 2013).

Figura 12 - Microestrutura de um FFCr hipereutético mostrando o carboneto primário M_7C_3 e o eutético (austenita + carboneto M_7C_3).



CE + γ = Carboneto eutético e austenita; CP = Carboneto primário
Fonte: Adaptado de Dogan, Hawk e Laird II (1997).

Pode-se ver na Figura 10 que à medida que o teor de cromo aumenta, o teor de carbono na composição eutética diminui. Segundo Norman et al (1959) esta tendência foi encontrada para concentrações crescentes da maioria dos outros elementos de liga, bem como cromo. Conseqüentemente, uma liga de 12% de cromo tem uma composição de carbono eutético entre 3,5 e 3,7%; enquanto que para uma liga com 30% de cromo, esse valor cai para entre 2,4 e 2,8% de carbono. Também é possível

ver que, à medida que o teor de cromo cai abaixo de cerca de 10%, a reação eutética descrita na equação 5 já não ocorre, e forma-se o carboneto eutético M_3C (TABRETT, 1997).

Além dos carbonetos eutéticos e primários, ainda podem ser formados os carbonetos secundários durante o tratamento térmico de desestabilização que está descrito na seção 3.3.2.2.

3.2.1.2 Tratamento térmico

Um tratamento térmico pode ser realizado após a solidificação das ligas de FFCr com o objetivo de modificar a quantidade de elementos de liga, tais como cromo e carbono, na fase austenítica da liga, visando alterar a temperatura de transformação da austenita em martensita, M_s . Caso se queira uma temperatura M_s alta, de forma a se ter uma matriz essencialmente martensítica, a temperatura do tratamento térmico deve ser tal que leve à precipitação de carbonetos ricos em cromo (carbonetos secundários), retirando cromo e carbono da solução sólida, conforme equação 7 para M_s (ORTEGA; BERNARDINI; TORRES, 2007). O tratamento térmico com esse objetivo é chamado de desestabilização. Essa equação, formulada por Andrews (1965) apud Kung e Rayment (1982), leva em consideração os elementos presentes na austenita, por porcentagem em peso, antes do tratamento térmico.

$$M_s (^{\circ}C) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo) + (10(\%Co) - 7,5(\%Si)) \quad (7)$$

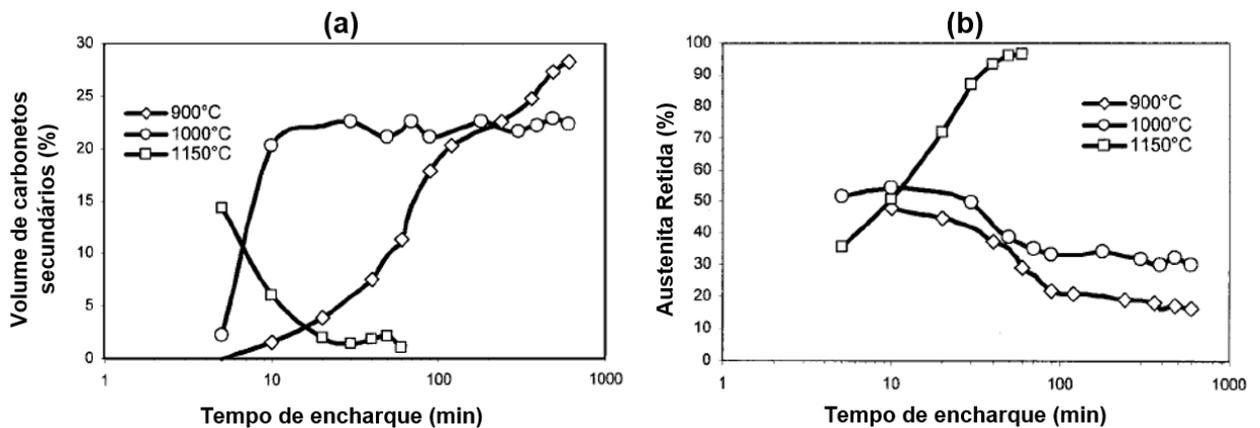
A faixa de temperaturas utilizadas na desestabilização é de 920 a 1060°C e o tempo varia de 1 a 6 horas. Os carbonetos secundários precipitam na matriz a essa temperatura, diminuindo o teor de carbono e cromo na austenita. Essa redução aumenta a temperatura M_s e conseqüentemente, diminui a quantidade de austenita retida na liga após resfriamento. O resfriamento ao ar, geralmente, é suficiente para produzir uma matriz predominantemente martensítica e ao mesmo tempo evita fissuração por têmpera (ORTEGA; BERNARDINI; TORRES, 2007 e TABRETT, 1997). A reação que ocorre durante a desestabilização está representada na equação 8.



Onde γ^* é a austenita retida na matriz após a desestabilização.

Os gráficos da Figura 13a e b mostram a relação entre o volume de carbonetos secundários (Figura 13a) e a quantidade de austenita retida (Figura 13b) com o tempo de desestabilização para um FFCr com 17% de cromo, 2% de molibdênio e 2,6% de carbono em um estudo sobre a formação de carbonetos secundários (JACUINDE; ARIAS; HERNÁNDEZ, 2003). É possível observar na Figura 13 que para uma maior fração volumétrica de carbonetos secundários, a quantidade de austenita retida diminui. Além disso, para temperaturas maiores de desestabilização, a quantidade de austenita retida na microestrutura aumenta, devido à maior quantidade de carbono dissolvido na austenita que faz com que a temperatura M_s seja menor.

Figura 13 - Volume de carbonetos secundários e austenita retida como uma função do tempo de encharque da desestabilização.



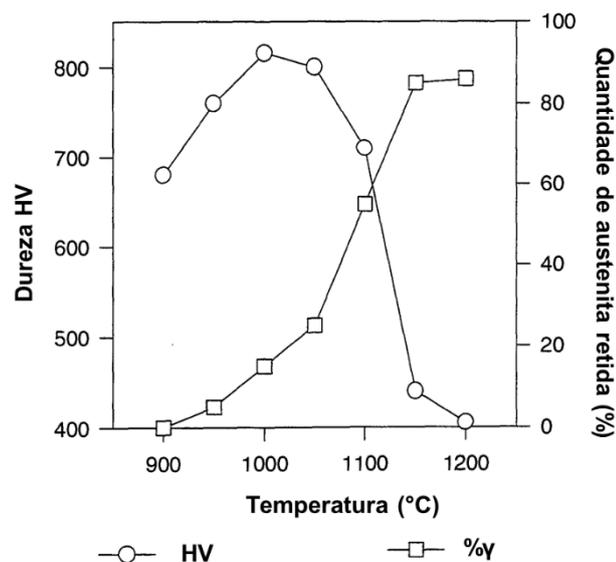
(a) Volume de carbonetos secundários (b) Austenita retida

Fonte: Adaptado de Jacuinde (2003).

Os tipos de carbonetos secundários formados dependem da composição da matriz e da temperatura de desestabilização. Os carbonetos eutéticos, geralmente, permanecem inertes à temperatura de desestabilização, não sendo assim afetados pelo tratamento (TABRETT, 1997).

A influência da temperatura de desestabilização na quantidade de austenita retida e na dureza da liga pode ser vista na Figura 14. É possível observar que o aumento da temperatura de desestabilização resulta em um aumento na quantidade de austenita retida. Isso acontece porque o aumento da temperatura resulta em maior solubilidade do carbono na austenita, o que leva a uma diminuição de M_s e aumento da quantidade de austenita resultando em uma dureza menor. Esse aumento do carbono dissolvido na austenita (menor precipitação de carbonetos secundários) faz com que a martensita resultante seja mais dura. Essas duas situações, que acontecem simultaneamente, levam a um pico de dureza ao longo da temperatura de desestabilização que acontece a aproximadamente 1000°C (ORTEGA; BERNARDINI; TORRES, 2007).

Figura 14 - Influência da temperatura de desestabilização na quantidade de austenita retida e dureza da liga.



Fonte: Adaptado de Maratray e Poulalion apud Tabrett (1997).

Ortega, Bernardini e Torres (2007) estudaram a influência da temperatura de desestabilização da austenita na dureza e resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos alto cromo (classe II D da ASTM A532) utilizados em moinhos de rolo sobre pista. Eles encontraram que em ligas brutas de fusão, a temperatura em que tanto a resistência ao desgaste quanto a dureza são maiores é de 1000°C por 6 horas. Já para o estado inicial recozido a uma temperatura de 700°C por 6h, a temperatura de 1050°C por 30 minutos apresentou resultados de dureza e resistência ao desgaste

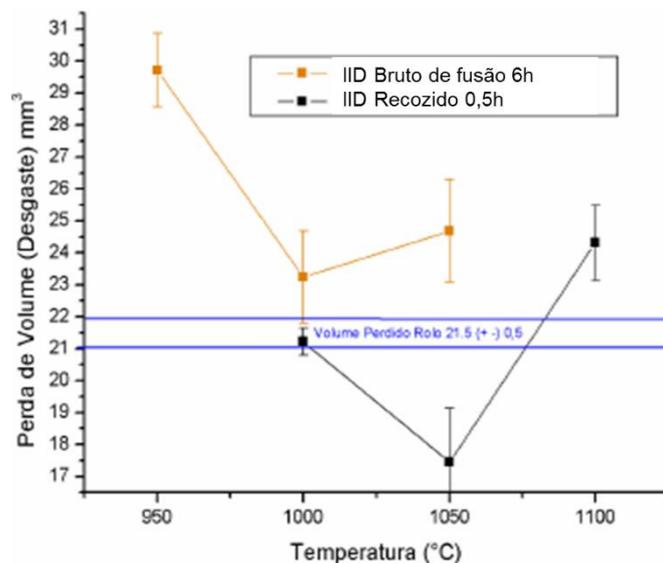
maiores. Para todos os tratamentos o resfriamento foi ao ar. Esse resultado é mostrado na Tabela 4 (resultados de dureza) e na Figura 15. A linha azul da Figura 15 indica a perda de volume de corpos de prova retirados do moinho de rolo sobre pista, que é utilizado no estado recozido. Comparando com as amostras que foram fundidas e recozidas antes da desestabilização, observa-se que a amostra com tratamento a 1050°C obteve maior resistência ao desgaste abrasivo que a amostra do moinho.

Tabela 4 - Durezas máximas alcançadas de acordo com a temperatura de desestabilização.

Material	Estado inicial	Dureza Estado inicial HRC	Dureza máxima HRC	Temperatura (°C)	Tempo (horas)
II D	Bruto de fusão	56	63,1	1000	6
IID	Recozido	40,2	64,8	1050	0,5

Fonte: Ortega, Bernardini e Torres (2007).

Figura 15- Perda de volume (desgaste) no ensaio ASTM G-65-00 do ferro fundido branco de alto cromo IID com estado inicial, bruto de fusão e recozido, a diversas temperaturas de desestabilização.

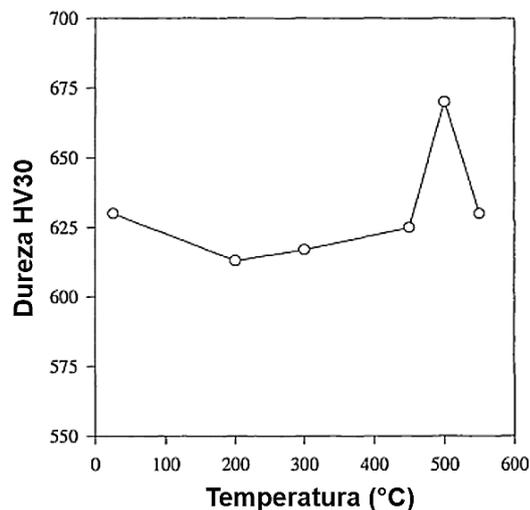


Fonte: Adaptado de Ortega, Bernardini e Torres (2007).

Após o tratamento de desestabilização, a matriz do FFCr é predominantemente martensítica e pode conter até 35% de austenita (austenita retida). Se for desejado um teor de austenita mais baixo, um tratamento de revenimento pode ser realizado. Esse tratamento pode reduzir o teor de austenita retida e/ou aumentar a tenacidade, dependendo da temperatura empregada. A temperatura do tratamento varia de 200 a

600°C (TABRETT, 1997 e ABDEL-AZIZ; EL-SHENNAWY;OMAR, 2017). O efeito das temperaturas de revenimento na dureza do FFCr (20% Cr, 2,5%Mo e 2,6% C) está mostrada na Figura 16. Abaixo de 400°C, o revenimento da martensita acontece produzindo uma pequena diminuição na dureza. Entre 400 e 550°C ocorre a precipitação de carbonetos secundários reduzindo a quantidade de austenita e produzindo um endurecimento secundário na liga. Temperaturas maiores que 600°C podem levar a uma formação de perlita ou uma decomposição da austenita em ferrita e carbonetos dos elementos de liga adicionados.

Figura 16 - Dureza do FFCr (20%Cr, 2,5%Mo e 2,6% C) após revenimento.



Fonte: Adaptado de Tabrett (1997).

3.2.1.3 Influência da composição química

A microestrutura do FFCr depende da composição química da liga que é controlada, principalmente, por dois elementos elementos de liga: carbono e cromo. A combinação de cromo e carbono afeta a fração volumétrica de carbonetos (FVC), o tipo de carboneto e a composição da austenita (primária e/ou eutética).

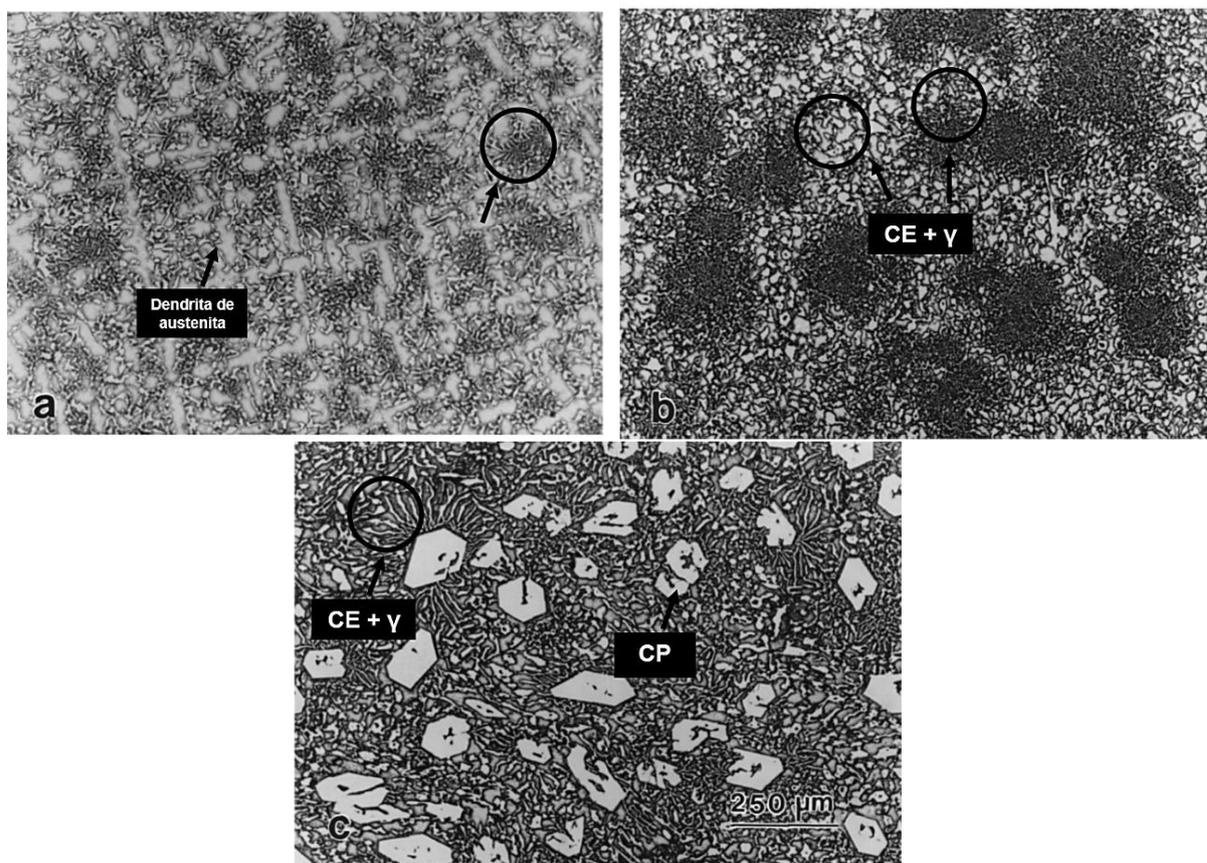
O carbono possui influência mais significativa na FVC que o cromo. Laird (1993) apud Tabrett (1997) determinou experimentalmente a relação entre os teores de carbono e cromo e a FVC (Equação 9). De acordo com equação 9, para um aumento de 1% no

teor de carbono, a FVC aumenta 12%, mas o mesmo aumento de cromo provoca um aumento de 0,6%. Para frações volumétricas de 35 a 40%, carbonetos primários começam a ser encontrados na microestrutura (liga hipereutética).

$$FVC = 12,33 (\%C) + 0,55 (\%Cr) - 15,2 \quad (9)$$

Dogan, Hawk e Laird II (1997) estudaram o efeito da adição de carbono em duas ligas de FCCr com diferentes teores de cromo (15 e 26% Cr). Para os dois teores de cromo, o aumento de carbono na liga provocou uma mudança na microestrutura, produzindo ligas hipoeutéticas para teores mais baixos de carbono, eutéticas para níveis intermediários e hipereutéticas para teores maiores de carbono. As microestruturas para a liga com 26% de cromo e teores de carbono de 2,76; 3,07 e 3,66% de carbono podem ser observadas na Figura 17.

Figura 17 - Micrografias da liga com 26% de cromo e diferentes teores de carbono.



(a) Hipoeutético – 2,76%C; (b) Eutético – 3,07%C e (c) Hipereutético – 3,66%C

Fonte: Adaptado de Dogan, Hawk e Laird II (1997).

O cromo é um forte formador de carbonetos duros. Sendo assim, o seu teor na liga possui influência na estrutura dos carbonetos eutéticos formados. Segundo Pearce (1984) apud TABRETT (1997), até um teor de 10-12% o carboneto eutético formado é o M_3C , de 12 a 30% passa a ser o M_7C_3 e de acordo com Zumelzu et al. (2002), para teores superiores a 30% o carboneto eutético formado é do tipo $M_{23}C_6$. Para todos os tipos de carbonetos eutéticos, o aumento do teor de cromo na liga aumenta a proporção de cromo para ferro (Cr/Fe), conseqüentemente, aumenta a dureza dos carbonetos.

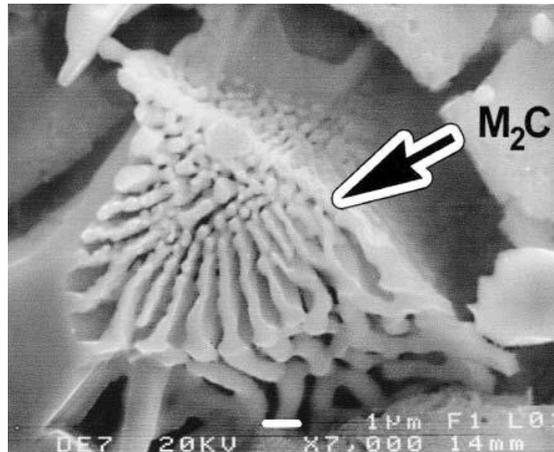
Para alcançar as propriedades desejadas dos ferros fundidos brancos alto cromo, é necessária, muitas vezes, uma mudança da composição química, realizada de acordo com o efeito de cada elemento. Essa adequação se faz necessária, porque apesar de o teor de cromo ser bastante elevado (12 a 30%), a maior parte está combinada com o carbono na forma de carbonetos. De acordo com Laird e Poweel (1993) apud Tabrett (1997), em FFCr com 28,8% Cr e 3,2% C, há apenas 12,5% Cr na matriz, sendo assim, elementos adicionais são necessários para alcançar uma capacidade de endurecimento maior. Os elementos mais comuns utilizados para estas adições são molibdênio (Mo), níquel (Ni), manganês (Mn) e cobre (Cu).

O Mo age inibindo a formação de perlita, o que faz com que a matriz bruta de fusão seja austenítica. Isso é necessário, principalmente, quando a liga é utilizada no estado bruto de fusão. Em FFCr tratados termicamente, o Mo aumenta a temperabilidade do material permitindo que até sessões mais grossas possuam matriz martensítica após o tratamento de desestabilização ou têmpera com resfriamento ao ar forçado. Isso acontece porque o Mo não possui quase nenhum efeito na temperatura M_s , fazendo com que ocorra uma superestabilização da austenita. Além disso, o molibdênio adicionado junto a outros elementos como o níquel e o cobre, torna o retardo da formação de perlita ainda mais efetivo (TABRETT, 1997; IMURAI et al., 2014).

Segundo Zeytin et al. (2011), o molibdênio é um importante elemento de liga nos ferros fundidos brancos alto cromo. A formação de carboneto de molibdênio depende da razão cromo/carbono. Quando essa razão está entre 5 e 10, o carboneto Mo_2C pode ser formado. O molibdênio adicionado é dividido entre Mo_2C (50%), M_7C_3 (25%) e a matriz (25%). Jacuinde, Arias e Hernández (2003) mostraram em seu trabalho sobre

a precipitação de carbonetos nos FFCr (16,9% Cr, 2,58%C e 1,98% Mo), a morfologia do carboneto Mo_2C (ou M_2C) que pode ser vista na Figura 18.

Figura 18 - Morfologia do carboneto Mo_2C .



Fonte: Adaptado de Jacuinde, Arias e Hernández (2003).

O níquel, cobre e manganês são adicionados normalmente em teores maiores que 2% para aumentar a temperabilidade e inibir a formação de perlita. O níquel e o cobre permanecem na matriz (austenítica para materiais brutos de fusão) e o manganês pode segregar parcialmente nos carbonetos, o que reduz sua efetividade.

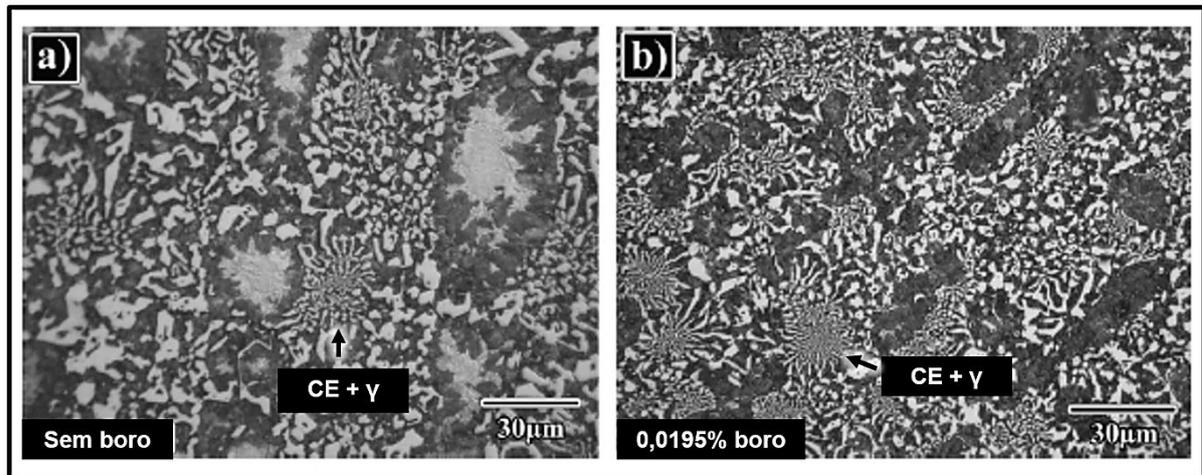
3.2.1.4 Adição de boro em ferros fundidos brancos alto cromo

O boro é adicionado ao FFCr com o objetivo de aumentar a resistência ao desgaste sem diminuir a tenacidade, formando boretos em vez de carbonetos. Uma pequena quantidade de boro pode aumentar a temperabilidade dos ferros fundidos, mas este efeito diminui rapidamente com o aumento do teor de carbono. Segundo Zeytin et al. (2011), a porcentagem máxima de boro a ser adicionada é 0,5% para evitar segregação e fragilidade.

Na literatura é possível encontrar estudos de adições muito baixas de boro (CORREA et al., 2009; IZCILER; ÇELIK, 2000), com teores entre 0,0195 e 0,04%, para teores médios (NARODNITSKII, 1980; ZEYTIN et al., 2011; PETROVIĆ; MARKOVIĆ; ZEC, 2002; JACUINDE; MEJÍA; VERDUZCO, 2010), entre 0,3 e 0,6% e para teores altos (CHUNG, 2013; LIU et al., 2008; CHEN; LI, 2010), de 1 a 13%.

Correa et al. (2009) estudou uma liga com 0,0195% de boro (17% Cr e 2,6% de C). Esse teor de boro adicionado gerou uma microestrutura mais refinada, que pode ser vista na Figura 19, onde se pode comparar a microestrutura da liga com e sem adição de boro. Um pequeno aumento na fração volumétrica de carbonetos também foi observado (0,24 para 0,29).

Figura 19 - Micrografia mostrando o refinamento da microestrutura com a adição de boro.



Fonte: Adaptado de Correa et al. (2009).

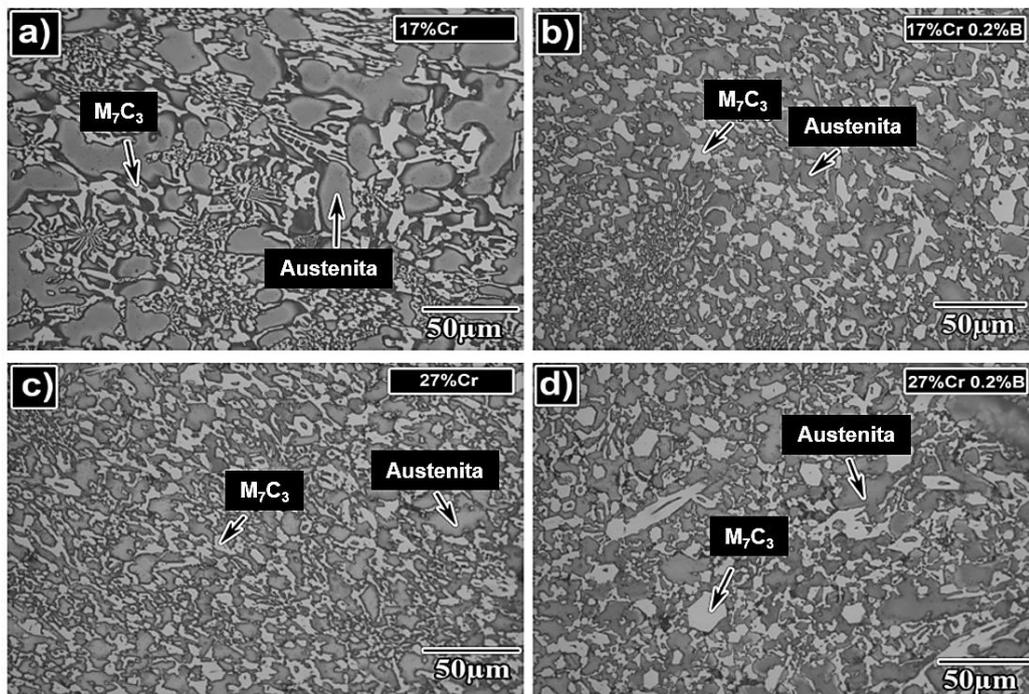
Segundo Narodnitskii (1980), a adição de boro em FFCr (20,2% Cr e 0,33% B) tem influência tanto na quantidade de carbonetos formados quanto na composição química deles durante o tratamento térmico. Nos ferros fundidos com adição de boro, os carbonetos são empobrecidos em cromo e saturados em ferro, enquanto em ligas sem boro ocorre o contrário. A adição de boro também enriquece a solução sólida com cromo.

Em seu estudo sobre adição de boro em FFCr (13,24% Cr e 0,59% B), Petrović, Marković e Zec (2002) também concluíram que a presença de boro aumenta a quantidade de carbonetos na liga (a análise quantitativa foi realizada analisando os picos do DRX). O boro incorpora-se na rede cristalina dos carbonetos (exceto do M_7C_3) criando assim os carbonetos complexos $(Fe,Cr)_3(C, B)$ e $(Fe,Cr)_{23}(C, B)_6$ substituindo certo número de átomos de carbono. Os átomos de carbono substituídos pelo boro são transferidos para o resto do metal fundido assegurando um aumento da saturação de carbono no mesmo. Isso leva à formação de um número maior de

núcleos de carbonetos que irão, após a solidificação, assegurar um aumento da fração de carbonetos na liga.

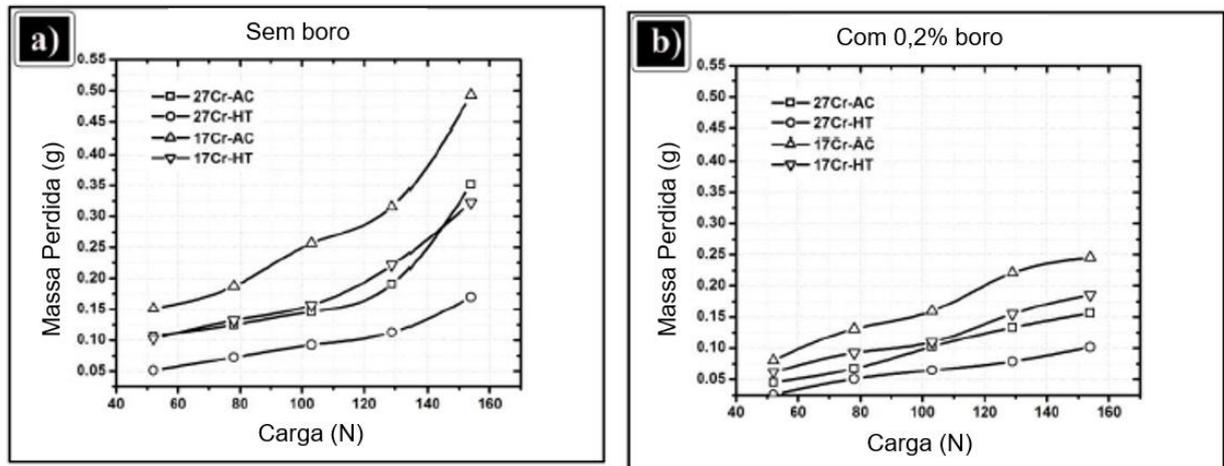
Segundo Jacuinde et al. (2010), um teor de boro de 0,1 a 0,3% em ferros fundidos alto cromo (27% Cr) provoca um aumento do tamanho dos carbonetos (Figura 20d). Quando o teor de cromo é de 17%, a adição de boro provoca um refinamento na microestrutura (Figura 20b). Após um tratamento térmico de desestabilização a 950°C, a matriz muda de austenita para martensita, alguma austenita retida e carbonetos secundários. Isso, juntamente com o aumento da fração volumétrica dos carbonetos, ocasionou um aumento na resistência ao desgaste abrasivo. Esse aumento na resistência ao desgaste pode ser observado na Figura 21. Comparando as ligas com e sem adição de boro, é possível observar que a resistência ao desgaste cresceu em todas as condições estudadas. Além disso, maior teor de cromo na liga leva a uma maior resistência ao desgaste devido ao maior volume de carbonetos eutéticos.

Figura 20 - Micrografia mostrando a microestrutura das ligas, que são compostas de austenita e carbonetos do tipo M_7C_3 .



Fonte: Adaptado de Jacuinde, Mejía e Verduzco (2010).

Figura 21 - Massa perdida x Carga aplicada durante o desgaste abrasivo para FFCr (a) sem boro (b) com 0,2% de boro.



AC – Bruto de fusão HT – Tratado termicamente.

Fonte: Adaptada de Jacuinde et al. (2010).

Chung (2013) estudou o efeito da adição de altos teores de boro em FFCr com 24,8% Cr e 3,72% C (2, 10 e 13% de boro) na microestrutura. O aumento do teor de boro causa um aumento da fração volumétrica de carbonetos e em teores de 10 e 13% de boro há também formação de M_2B . Isso pode ser observado na Tabela 5, que apresenta a fração de carbonetos e a microdureza das fases presentes. A microdureza do boreto M_2B é maior que os demais carbonetos presentes nas ligas.

Tabela 5 - Fração volumétrica e microdureza dos carbonetos e boretos.

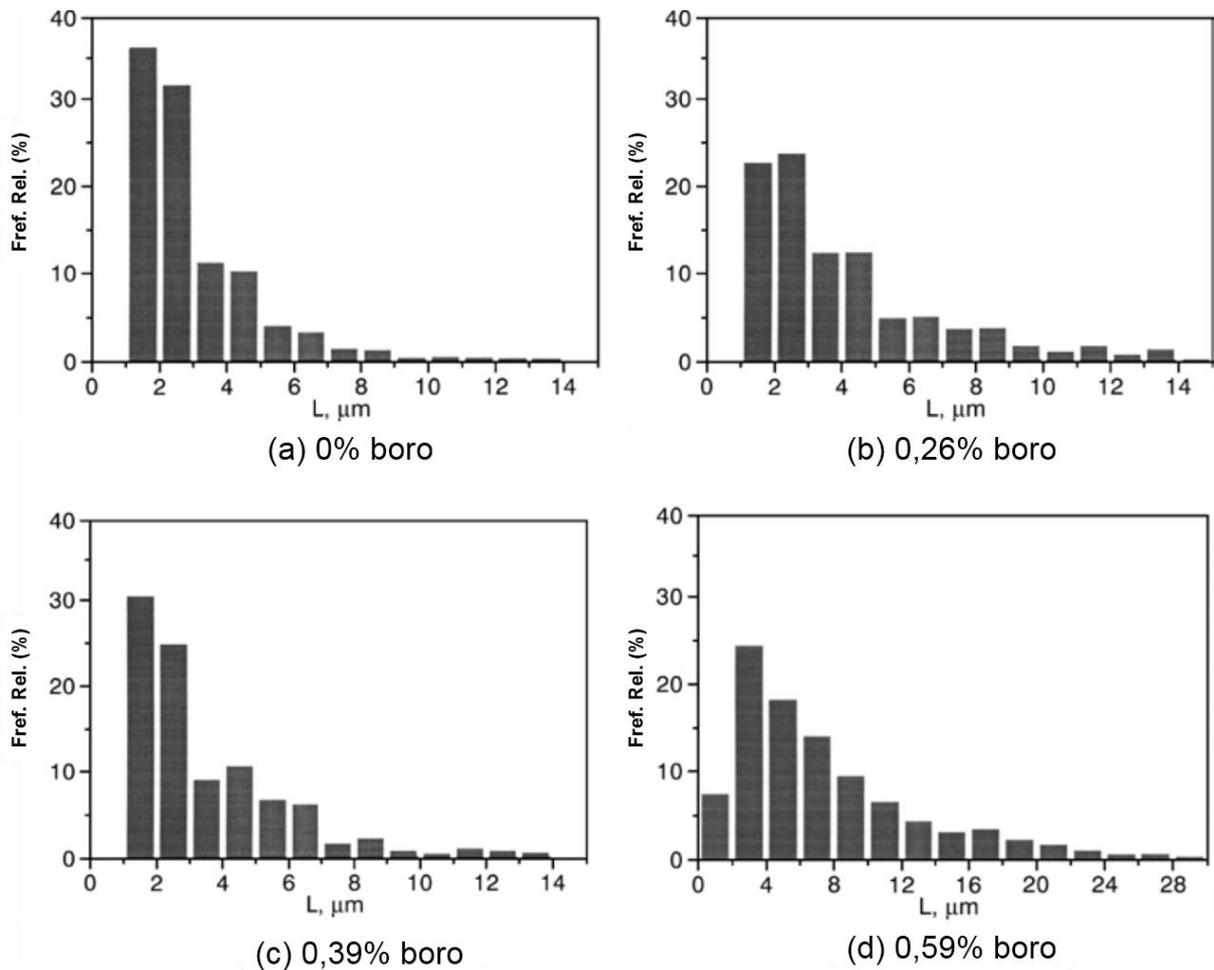
Teor de boro na liga (%)	Fase	Carbonetos primários (%)	Carbonetos/boretos totais (%)	Microdureza (HV100)
2	M_7C_3	15	55	1471
	$M_{23}(C,B)_6$			-
	Austenita			-
10	M_7C_3	28	83	1488
	$M_{23}(C,B)_6$			1276
	M_2B			1635
	Austenita			-
13	M_7C_3	46	94	1432
	$M_{23}(C,B)_6$			1275
	M_2B			1694
	Austenita			-

Fonte: Adaptada de Chung (2013).

Petrović, Marković e Zec (2003) constataram que quando o teor de boro no FFCr aumenta, o tamanho dos carbonetos eutéticos aumenta. Eles estudaram FFCr com teores de 13% de cromo; 2,3% de carbono e três adições crescentes de boro: 0,26;

0,39 e 0,59% de boro. O histograma da distribuição de tamanhos dos carbonetos para todas as ligas pode ser visto na Figura 22. É possível observar que a frequência de carbonetos de tamanhos maiores é maior à medida que o teor de boro aumenta. Segundo Petrović, Marković e Zec (2003), isso mostra que a adição de boro, além de aumentar o número de núcleos de carbonetos, ao mesmo tempo aumenta a intensidade de crescimento dos mesmos.

Figura 22 - Distribuição de tamanhos dos carbonetos.



Fonte: Adaptado de Petrović, Marković e Zec (2003).

Petrović, Marković e Zec (2003) chegaram a outras conclusões importantes a respeito da adição de boro em FFCr:

- A adição de boro aumenta a temperabilidade do FFCr.
- O boro muda as condições termodinâmicas da formação de núcleos de carbonetos: favorece a formação de M_3C e $M_{23}C_6$.
- Assegura boa resistência ao desgaste abrasivo, mas pode causar fragilização.

d) A respeito das quantidades de carbonetos, a adição de boro provoca:

- A quantidade de M_7C_3 praticamente não muda;
- a fração de M_3C aumenta significativamente;
- a dureza do carboneto eutético da liga com 0,59%B aumenta e carbonetos do tipo $M_{23}(C,B)_6$ aparecem.

3.2.1.5 Resistência ao desgaste abrasivo de FFCr

Acreditava-se que a dureza do material determinava a sua performance no desgaste, quanto mais duro o material, mais resistente ao desgaste ele era. Porém, hoje se entende que o sistema abrasivo (carga, tipo de abrasivo) possui influência na resistência ao desgaste dos materiais (ORTEGA et al., 2015; TABRETT, 1997). Os FFCr possuem boa resistência ao desgaste quando comparados a outros materiais metálicos, e isso se deve aos fatores citados acima.

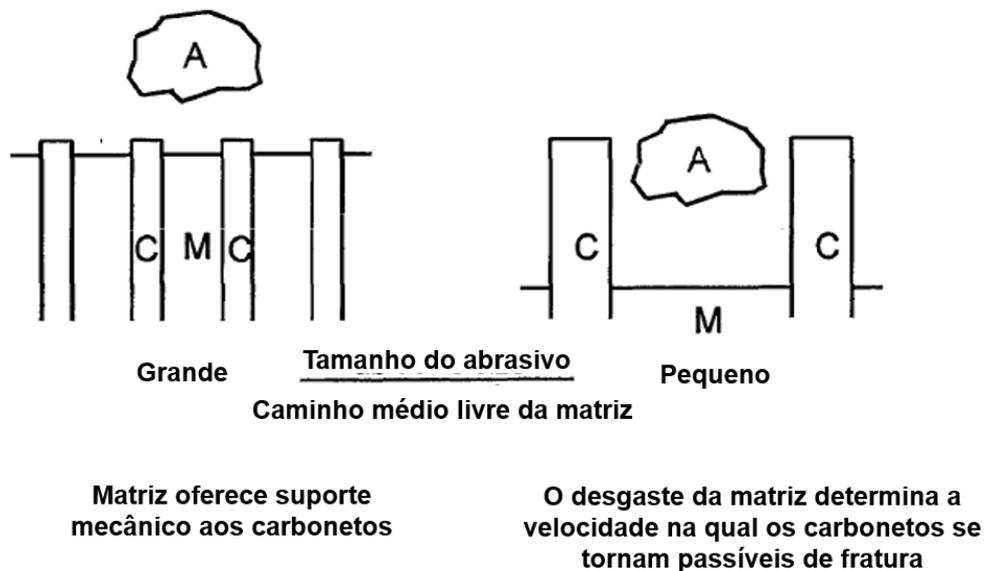
Os carbonetos eutéticos podem constituir de 20 a 35% da microestrutura dos FFCr e são os principais responsáveis por sua excelente resistência ao desgaste abrasivo. A resistência ao desgaste está relacionada aos seguintes fatores: tipo e dureza do carboneto, fração volumétrica, orientação e caminho médio livre entre matriz e carbonetos.

A fração volumétrica de carbonetos (FVC) possui grande influência no desgaste abrasivo dos FFCr. Espera-se que com o aumento da FVC a resistência ao desgaste abrasivo também aumente, no entanto, o desempenho dos FFCr frente ao desgaste é dependente do sistema de desgaste e se relaciona aos mecanismos de desgaste que podem ocorrer.

Na abrasão a baixa tensão, estudos em que foram realizados testes utilizando como abrasivo a sílica (SiO_2), a matriz se desgastou preferencialmente, fazendo assim, com que as regiões de carboneto eutético tenham que suportar a carga das partículas abrasivas. Quando a FVC aumenta, a proporção das regiões dendríticas diminui, enquanto o espaço entre os ramos dendríticos formados também diminui. Isso faz com que a resistência à abrasão melhore. Se o desgaste preferencial na matriz é excessivo, os carbonetos podem ficar susceptíveis à fratura. As duas situações estão

representadas na Figura 23. Fulcher, Kosel e Fiore (1983) encontraram em seus estudos que em ligas hipereutéticas a resistência ao desgaste diminui à medida que a FVC aumenta, pois os carbonetos primários fraturam. Isso está associado à borda dos carbonetos primários que se tornam vulneráveis devido à remoção da matriz (PRASAD; KOSEL, 1983).

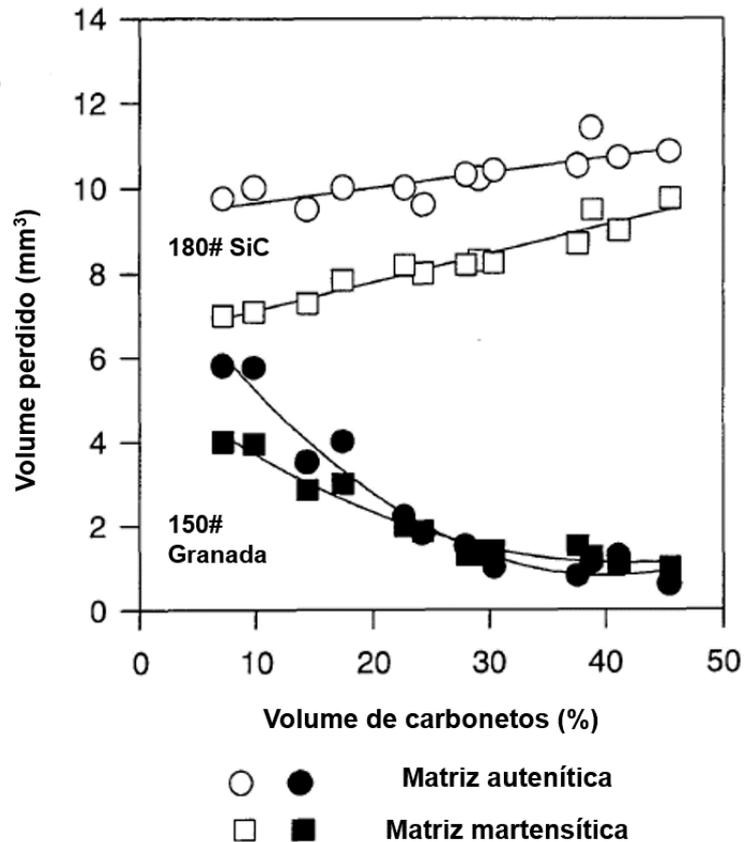
Figura 23 - Relação entre o tamanho das partículas abrasivas (A), caminho médio livre da matriz (M) e função da matriz em FFCr. Carbonetos são representados por C.



Fonte: Adaptado de Tabrett (1997).

Na abrasão a alta tensão, o efeito do aumento da FVC também é dependente do tipo de abrasivo utilizado. Se o abrasivo (SiO_2 , granada, por exemplo) é mais macio que o carboneto M_7C_3 , a resistência ao desgaste aumenta com o aumento da FVC. Quando o abrasivo é mais duro (Al_2O_3 e SiC , por exemplo), o aumento da FVC pode levar a um pequeno aumento ou até mesmo uma diminuição na resistência à abrasão (XING; LU; WANG, 1983; FANG; RAO; ZHOU, 1987). A influência do tipo de abrasivo na relação entre a resistência ao desgaste e a fração volumétrica de carbonetos está representada na Figura 24. Observa-se que abrasivos mais duros penetram nos carbonetos, levando ao lascamento, e, portanto, a maiores taxas de desgaste (ZUM GAHR; ELDIS, 1980).

Figura 24 - Perda de volume no desgaste abrasivo em função da fração volumétrica de carboneto.



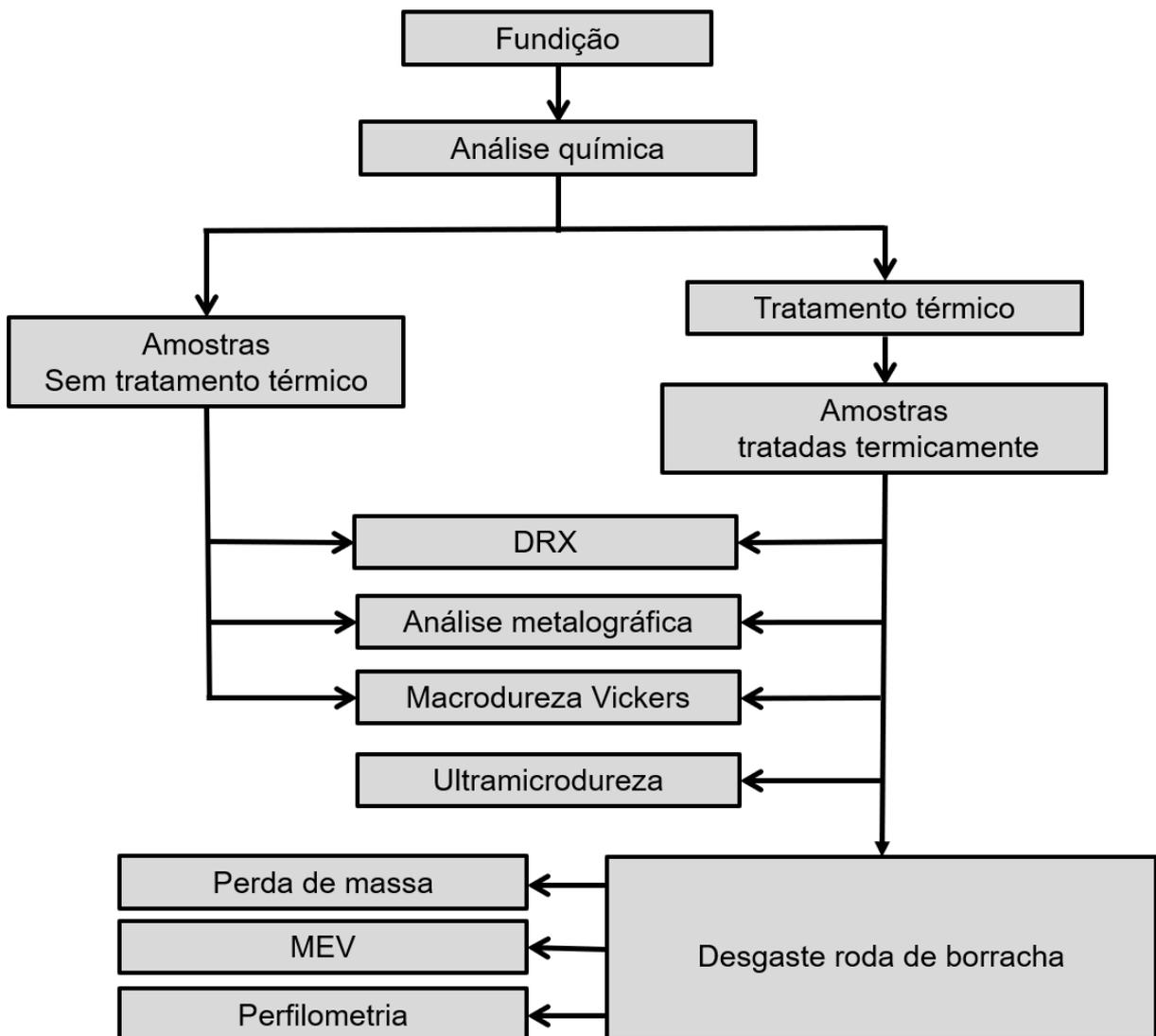
Fonte: Adaptado de Zum Gahr e Eldis (1980).

Em relação à matriz, a temperabilidade de FFCr para produzir uma matriz martensítica melhora a resistência à abrasão a baixa tensão. Testes de abrasão a baixa tensão utilizando o teste roda de borracha com sílica como material abrasivo realizados por Xu, Vose e Stjohn et al (1993), mostraram que como a matriz foi preferencialmente removida durante processo, a taxa de remoção da matriz foi controlada até o momento que os carbonetos ficaram expostos e fraturaram. O tratamento térmico, ao produzir uma matriz martensítica mais dura, reduziu o desgaste na matriz, e conseqüentemente a taxa em que os carbonetos fraturavam. O desgaste ocorreu como uma combinação dos mecanismos de microcorte e deslocamento de proa. Portanto, uma matriz com maior dureza, mas que não seja frágil, promove melhor resistência à abrasão sob baixa tensão (ZUM GAHR; DOANE, 1980).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O fluxograma de todo o trabalho está apresentado na Figura 25. O trabalho consiste na fundição das ligas estudadas, o seu tratamento térmico, caracterização e ensaios de resistência ao desgaste.

Figura 25 - Fluxograma das etapas da pesquisa.



Fonte: Próprio autor.

4.1 Materiais

A composição escolhida para a liga é baseada na que é mais comercialmente empregada na mineração (ASTM A532 IIIA), mais especificamente, para aplicação na parte intermediária dos chutes de mineração. Para a liga contendo boro, o teor de

0,5% foi adicionado de acordo com o que foi visto na literatura (ZEYTIN et al., 2011). A composição das ligas está mostrada na Tabela 6.

Tabela 6 - Composição química nominal para as ligas.

Liga	Composição química (%)								
	C	Cr	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	B
<i>FFCrMo</i>	3	25	1	1	<1	<1	1	1	-
<i>FFCrMoB</i>	3	25	1	1	<1	<1	1	1	0,5

Fonte: Próprio autor.

As ligas foram obtidas por meio do processo de fundição e foram fornecidas pela empresa Technium. O processo aconteceu em duas empresas:

- Metalúrgica Soares Indústria e Comércio Ltda, que forneceu os materiais necessários para 47,46Kg da liga FFCrMo e 49,46Kg da liga FFCrMoB (Tabela 7) e fez a confecção dos moldes em areia verde (Figura 26).
- SENAI/Itaúna, onde foi realizada a fusão.

Tabela 7 - Carga utilizada na fusão das ligas.

Liga	Material	Massa (Kg)
<i>FFCrMo</i>	Gusa Nodular	2,73
	Retorno IIIA	13,64
	Sucata de cromo	30,00
	Ferro molibdênio	1,09
<i>FFCrMoB</i>	Gusa Nodular	2,73
	Retorno IIIA	13,64
	Sucata de cromo	30,00
	Ferro molibdênio	1,09
	Ferro boro	2,00

Fonte: Próprio autor.

Figura 26 - Moldes utilizados.



Fonte: Próprio autor.

4.2 Fundição, análise química das ligas de FFCr

A fusão das ligas foi realizada no SENAI/Itaúna em forno elétrico à indução de média frequência, marca Inductotherm com capacidade do cadinho de 50 Kg (Figura 27).

Figura 27 - Forno elétrico à indução.



Fonte: Próprio autor.

Na fusão da liga FFCrMo, inicialmente, foram adicionados ao cadinho o gusa nodular e o retorno IIIA. Após a fusão desses materiais adicionou-se sucata de cromo e ferro molibdênio para ajuste desse elemento na liga. Quando a carga estava toda fundida (temperatura de 1564°C), foi retirada uma amostra (Figura 28 a) para realizar a análise química em Espectrômetro de emissão óptica da marca Spectromax (Figura 28 b).

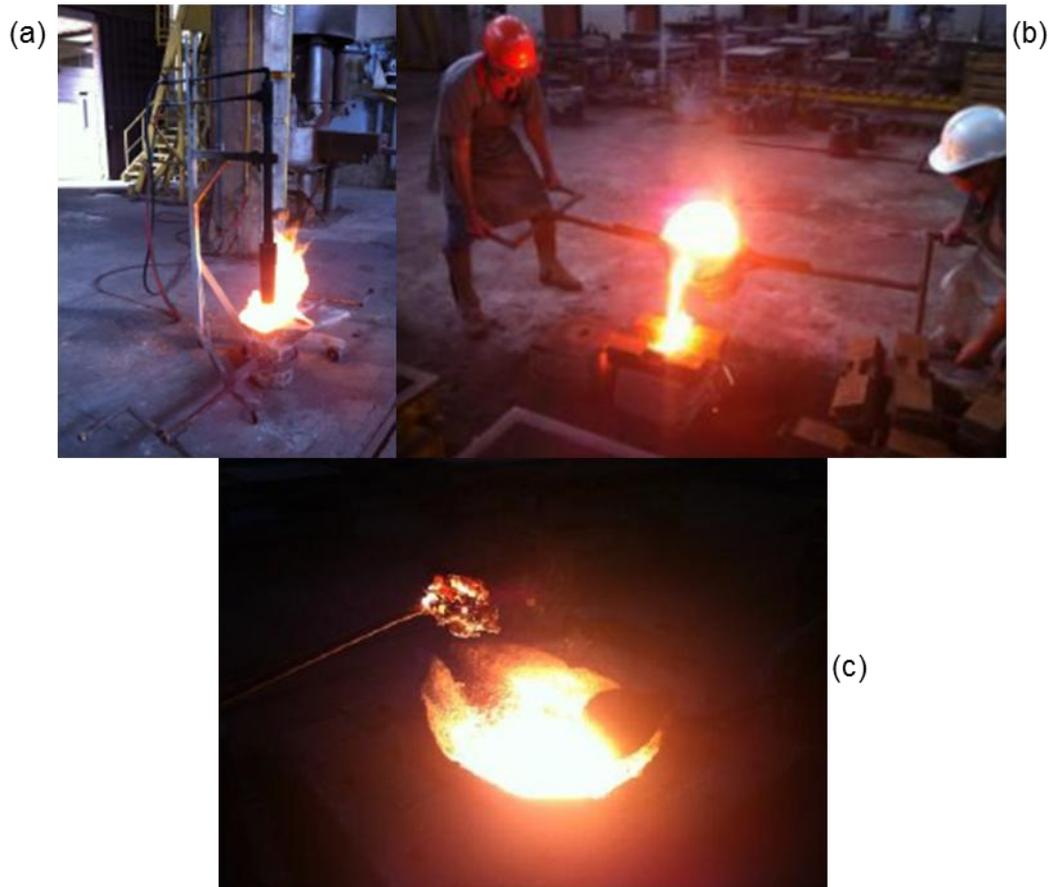
Figura 28 - Amostragem para análise de composição química.



(a) Amostra (b) Espectrômetro de emissão óptica
Fonte: Adaptada de Oliveira (2015).

A análise de composição química mostrou que o teor de cromo e carbono ficaram acima do desejado (26,18 e 3,2%, respectivamente) e o molibdênio abaixo do desejado (0,817%). Para ajustar esses teores, adicionou-se retorno IIIA, e após a fusão da mesma, 250g de ferro molibdênio para ajuste. Após a fusão da carga, foi retirada mais uma amostra para análise da composição química (temperatura de 1574°C), que estava de acordo com o desejado. Após a composição estar adequada, partiu-se para o vazamento nos moldes. Isso é feito vazando a liga em uma panela previamente aquecida (Figura 29 a) e vazando da panela para os moldes (temperatura de 1582°C) (Figura 29 b). É importante salientar que antes da retirada de amostra para análise química e vazamento nos moldes, foi adicionado escorificante (Figura 29 c).

Figura 29 - Vazamento e escorificação das ligas.



(a) Aquecimento da panela de vazamento da liga (b) Vazamento no molde (c) Retirada da escória
 Fonte: Adaptada de Oliveira, 2015.

Na fusão da FFCrMoB, inicialmente, foram adicionados ao cadinho o gusa nodular, retorno IIIA e sucata de cromo. Após a fusão desses materiais, adicionou-se ferro molibdênio para ajuste desse elemento na liga. Quando a carga estava toda fundida (temperatura de 1578°C), foi retirada uma amostra para realizar a análise química. Com essa análise, constatou-se que o percentual de molibdênio estava muito acima do desejado (2,6% quando se desejava 1%). Para ajustar esse teor, retirou-se 30Kg da carga e adicionou-se 30Kg de retorno IIIA ao cadinho. Após a fusão da carga, foi retirada uma nova amostra para análise de composição química (temperatura de 1598°C) que estava dentro do desejado. Para finalizar, foi adicionado o ferro boro que é adicionado no final, porque o boro é muito reativo. Partiu-se, então, para o vazamento da liga nos moldes (temperatura de 1528°C).

Foi realizada uma simulação da solidificação das ligas no Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) utilizando o software ThermoCalc e empregando o banco de dados

TCFE8. Foi utilizada a composição das ligas após a fusão para estimar as fases que poderiam estar presentes nas ligas.

As dimensões finais dos corpos de prova obtidos após a fundição estão apresentadas na Tabela 8.

Tabela 8 - Dimensões dos corpos de prova obtidos após a fundição.

Análise	Caracterização	Roda de Borracha
Medidas (mm)	76,2x25,4x12,7	76,2x25,4x12,7

Fonte: Próprio autor.

Após a fusão das ligas, foi enviada ao SENAI campus CETEC uma amostra da liga com adição de boro para a determinação do teor de boro. Foi necessário realizar uma análise química específica utilizando o método de Espectrometria de emissão atômica por plasma acoplado (ICP OES), pois sua detecção é difícil pela espectrometria de emissão óptica, devido seu baixo número atômico.

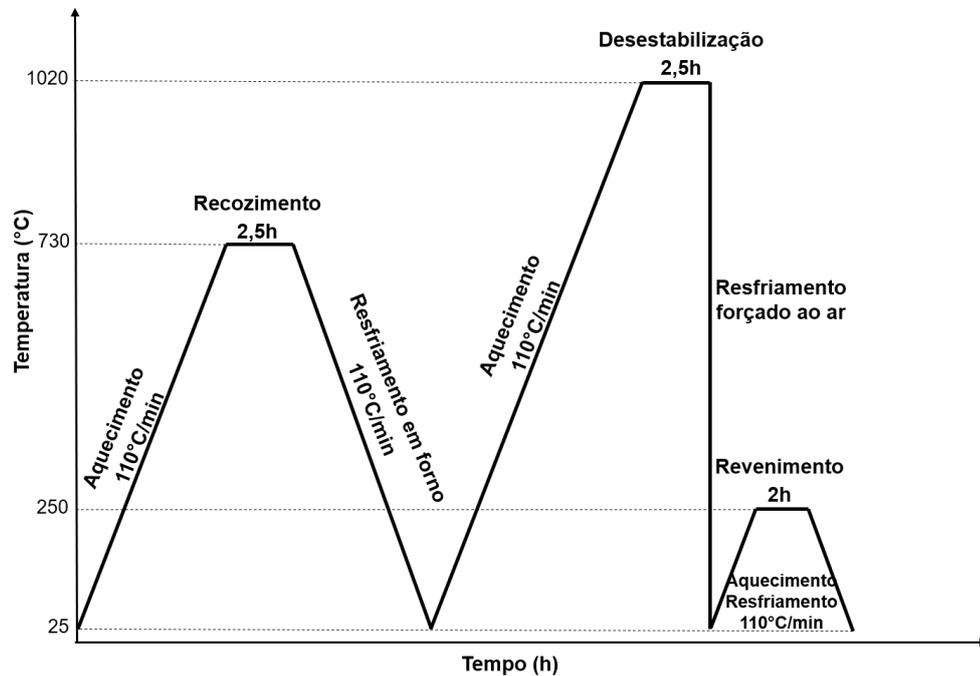
4.3 Tratamento térmico

Após a fusão, foi realizado um tratamento térmico com o objetivo de obter uma microestrutura de matriz martensítica que garanta uma boa resistência ao desgaste abrasivo. Os tratamentos utilizados foram recozimento, desestabilização e revenimento. O tratamento realizado pode ser visto, graficamente, na Figura 30.

O tratamento térmico foi realizado na Metalúrgica Soares e os equipamentos utilizados foram:

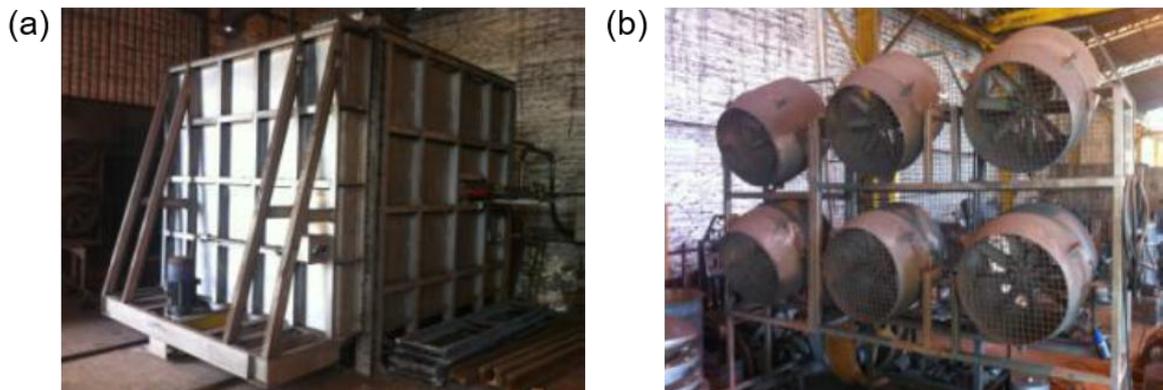
- Forno de tratamento térmico tipo mufla, aquecido por chama com dois queimadores de gás GLP, nas medidas 2400mm de comprimento; 2200mm de largura e 1800mm de altura (Figura 31a).
- Bateria de ventiladores com 600mm diâmetro, 8 pás e rotação de 1750rpm (Figura 31b).

Figura 30 - Tratamento térmico realizado.



Fonte: Próprio autor.

Figura 31 - Equipamentos utilizados no tratamento térmico.



(a) Forno tipo mufla e (b) Bateria de ventiladores.

Fonte: Adaptado de Oliveira (2015).

4.4 Métodos

4.4.1 Difração de raios X (DRX)

A estrutura cristalina das fases presentes nas ligas foi caracterizada por meio da difração de raios X. O equipamento utilizado para tal medida foi o difratômetro PANALYTICAL, modelo Empyrean, com detector de estado sólido PIXcel3D e

radiação de Cu (Z=29) - $K\alpha$ ($\lambda=1,54056$) que se encontra no Laboratório de cristalografia do Departamento de Física da UFMG. O intervalo de varredura foi de 10 a 100° com um passo de 0,03°.

4.4.2 Análise microestrutural

Para a análise microestrutural das amostras em estudo, foi utilizada a Microscopia Eletrônica de Varredura e Microscopia Óptica, a partir desta, a quantificação de carbonetos. Inicialmente, as amostras foram cortadas no sentido transversal na parte central da barra. Após o corte, foi realizado o embutimento a quente utilizando baquelite ou a frio em resina EpoxFix – Struers. Em seguida, foi realizado o lixamento em lixas de carbetto de silício (SiC) com granulometrias de 120, 220, e 1200 mesh, e polimento com pasta de diamante de granulometria 9, 3 e 1 μ m. Foram utilizados quatro tipos de ataques químicos, com diferentes finalidades, que estão apresentados na Tabela 9.

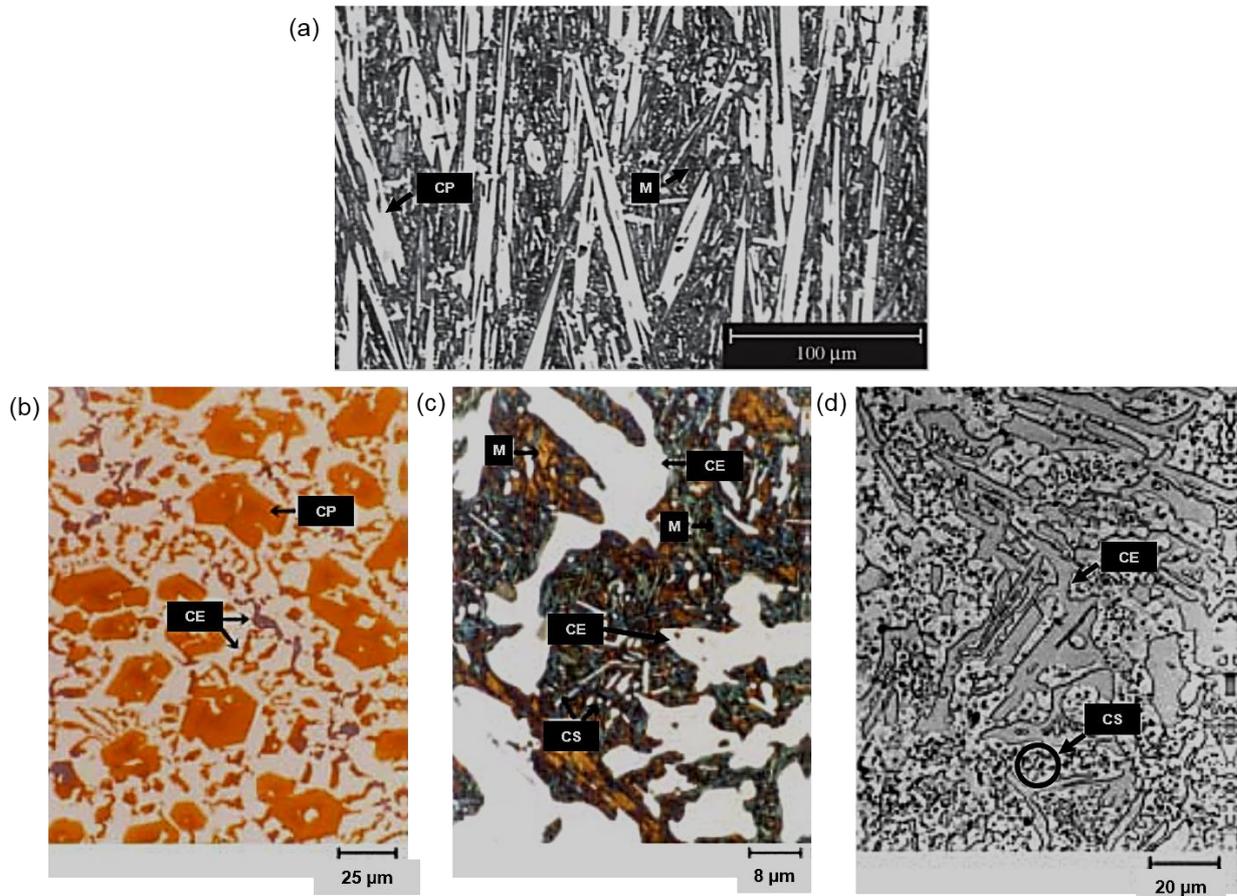
Tabela 9 - Ataques utilizados e suas funções.

Reagente	Composição	Forma de ataque	Função
<i>Vilela</i>	1g de ácido pícrico 5mL de ácido clorídrico 100mL etanol	Imersão por 8 segundos	Diferencia fases presentes. Austenita e carbonetos eutéticos e primários M_7C_3 não são atacados.
<i>Murakami</i>	10g de Hidróxido de potássio 10g de Ferrocianeto de potássio 100mL água destilada	Imersão de 1,5 a 2 minutos	Colore carbonetos de cromo eutéticos e primários de amarelo ou cinza. Não ataca carbonetos secundários presentes na matriz.
<i>Behara-Martensita</i>	2g de bifluoreto de amônio 2g de metabissulfito de potássio 100mL de HCL 20%	Imersão de 3 a 5 segundos	Carbonetos não são atacados. Colore a martensita de marrom ou azul e a austenita retida de marrom claro ou amarelo.
<i>Glicerégia</i>	3 partes de glicerina 2 partes de HCl 1 parte de HNO_3	Esfregamento por um minuto com o reagente a 60°C	Revela grãos da matriz diferenciando as fases presentes (martensita e carbonetos).

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 32 podem ser vistas microestruturas de FFCr com os ataques Vilela, Murakami, Beraha-Martensita e Glicerégia.

Figura 32 - Diferentes ataques químicos utilizados.



(a) Vilela em FFCr tratado termicamente (b) Murakami em FFCr hipereutético (c) Beraha-Martensita em FFCr tratado termicamente (d) Glicerégia em FFCr tratado termicamente.
 M: martensita; CP: carboneto primário M_7C_3 ; CS: Carboneto secundário $M_{23}C_6$; CE: Carboneto eutético M_7C_3 .

Fonte: Adaptado de Radzikowska (2004) e Correa et al. (2007)

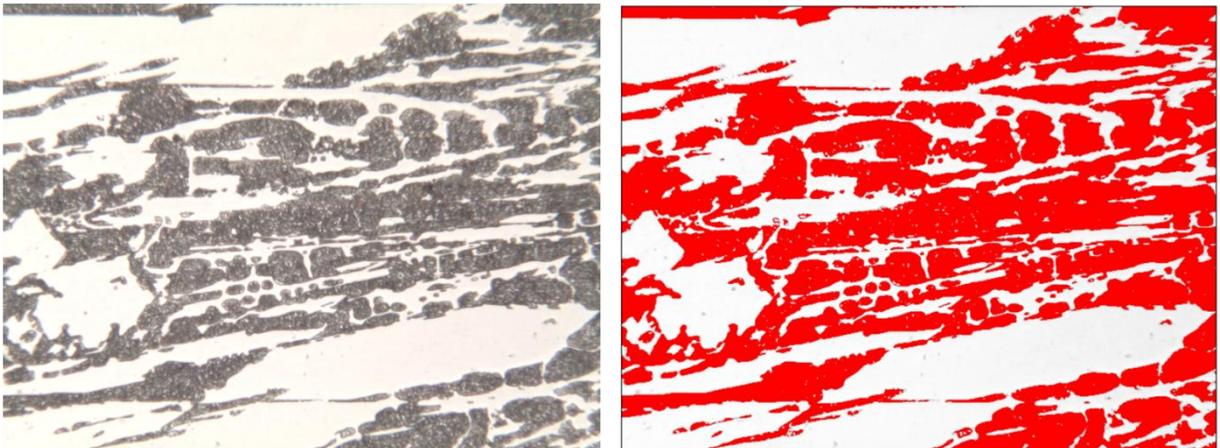
A microscopia óptica foi realizada no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG no Microscópio LEITZ/LEICA METALLUX 2, com câmera LEICA DFC290.

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada em dois lugares:

- Centro de Microscopia da UFMG: Microscópio Eletrônico de Varredura FEG - Quanta 200 FEI, onde foi realizado o mapeamento químico.
- Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EE-UFMG: Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da FEI modelo INSPECT S50, onde foi realizado o EDS pontual. As amostras foram somente polidas.

A quantificação de carbonetos foi realizada nas amostras tratadas termicamente. Essa análise ajuda na interpretação dos resultados de desgaste realizados nessas amostras. O ataque utilizado para essa análise foi o Behara-Martensita, que ataca a martensita e a austenita retida, deixando os carbonetos evidenciados. O programa utilizado para realizar a quantificação foi o Fiji Is Just Image J. Foram feitas 10 imagens de cada amostra por MO. Na Figura 33 pode ser vista uma imagem de como a quantificação é realizada (região vermelha: matriz e região branca: carbonetos). Como o programa fornece a porcentagem de cada região, é possível calcular a fração volumétrica de carbonetos.

Figura 33 - Quantificação de carbonetos.

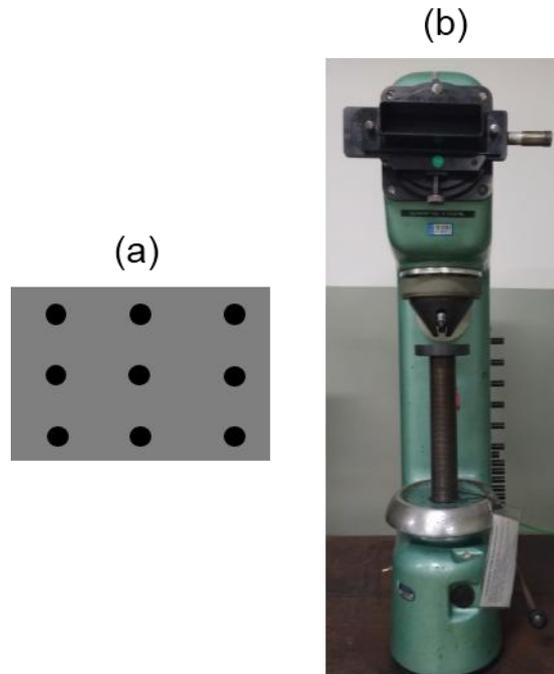


Fonte: Próprio autor.

4.4.3 *Macro dureza Vickers*

As medidas de dureza Vickers foram realizadas na superfície das amostras, sendo nove medidas para cada material (barras após usinagem) em duplicata (esquema das medidas na Figura 34a). A carga utilizada no ensaio foi de 50Kgf (490N) com tempo de penetração de 15s. Os ensaios foram realizados no Durômetro Vickers da marca WPM (Figura 34b) do Laboratório de Ensaios Destrutivos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG. A norma utilizada foi a NBR NM 188-1:1999.

Figura 34 – Desenho das medidas realizadas e durômetro Vickers.



(a) Medidas de dureza (b) Durômetro Vickers.

Fonte: Próprio autor.

4.4.4 Dureza por penetração instrumentada

O método de dureza instrumentada foi utilizado no presente trabalho, porque possibilita a determinação da dureza em regiões micrométricas dos materiais (matriz e carbonetos de uma liga, por exemplo). Nesse ensaio, à medida que o penetrador é pressionado contra a superfície do material, ocorrem processos de deformação plástica e elástica que produzem uma impressão de dureza com a forma do penetrador até uma profundidade de contato. Após a retirada do penetrador, somente a porção elástica do deslocamento é recuperada, o que permite separar efetivamente as propriedades plásticas das elásticas (LEPIENSKI, 2004 apud DUARTE, 2014).

De acordo com Fischer-Cripps (2006), a dureza por penetração instrumentada é definida como a força aplicada dividida pela área de contato projetada. Isto é, a pressão média que o material pode suportar sob carga. Isso acontece porque as impressões residuais são muito pequenas, tornando-se difícil as medidas das diagonais da indentação para posterior cálculo da área de contato.

Esse método foi utilizado para determinar a dureza da matriz e dos carbonetos M_7C_3 , foram realizados ensaios de penetração instrumentada (EPI) em um Ultramicrodurômetro Shimadzu, modelo DUH-W201S, com faixa de cargas nominais de 0,1mN a 1960mN, com profundidade de penetração de até 10 μ m e resolução de 1nm. A carga utilizada foi de 80mN, penetrador Berkovich 115 $^\circ$, a velocidade de aplicação da carga de 0,8328mN/s, modo de aplicação carga e descarga (*load/unload*) e tempo de permanência de 5s. Os testes foram realizados no Laboratório de Nanotech-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EE-UFMG. As amostras para esse ensaio foram embutidas com resina baquelite, lixadas e polidas de forma a manter as faces paralelas e as dimensões respeitando os limites do equipamento (10mm de espessura e 30mm de largura). Foi realizado um ataque com o reagente Vilela para diferenciar carbonetos de cromo e matriz e realizadas 20 medidas em cada um dos constituintes.

4.4.5 Ensaio de desgaste roda de borracha

O ensaio de desgaste roda de borracha foi utilizado para avaliar a resistência ao desgaste abrasivo e foi realizado no CEFET-MG. Esse ensaio foi realizado em duas condições: de acordo com o procedimento A da norma ASTM G65 e com uma carga menor, cujos parâmetros estão mostrados na Tabela 10. Foram utilizadas as duas condições de ensaio para avaliar como as ligas se comportam frente a esforços diferentes. Para cada condição, foram realizados três ensaios de cada liga.

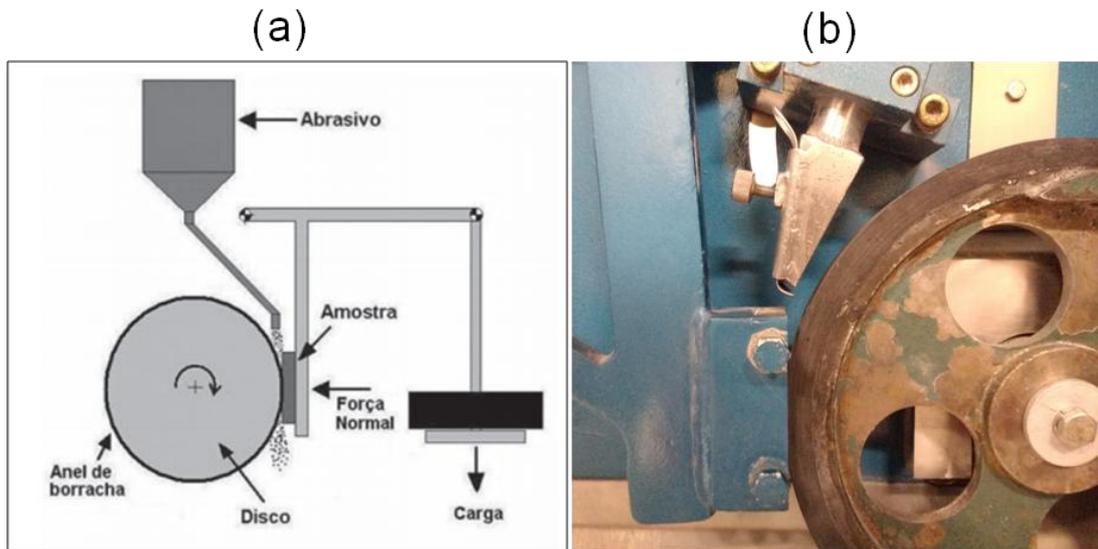
Tabela 10 - Parâmetros que serão utilizados no ensaio roda de borracha.

	Duração (min)	Carga (N)	Granulometria da areia (mesh)	Velocidade do disco (rpm)	Vazão de areia (g/min)
Norma ASTM G65	30	130	50	200,8	310
Menor severidade	15, 30, 45, 60, 75 e 90	45	50	200,8	310

Fonte: Próprio autor.

No ensaio, a amostra plana foi posicionada na vertical tangenciando a roda revestida com borracha. O fluxo de areia escoou no espaço entre a superfície da roda e o corpo de prova e sobre este foi aplicada uma carga normal com o uso de um peso morto sobre o braço da alavanca (TOZETTI, 2013). Uma representação do ensaio está mostrada na Figura 35.

Figura 35 - Configuração do ensaio de desgaste roda de borracha.



(a) Desenho esquemático (b) Foto do equipamento

Fonte: (a) Adaptada de Leite (2009) (b) Próprio autor.

A taxa de desgaste é calculada de acordo com a equação 10.

$$\text{Taxa de desgaste} = \frac{\text{volume perdido (mm}^3\text{)}}{\text{tempo de teste (min)}} \quad (10)$$

4.4.5.1 Análises após desgaste

Para o dimensionamento do desgaste, foi medida a massa das amostras antes e após o ensaio. Na determinação do volume desgastado, é necessário saber a densidade das amostras. Sendo assim, foi utilizado o método de Arquimedes (Figura 36) que se baseia no princípio de que a densidade de um sólido não poroso pode ser definida como a relação entre a massa do sólido e a massa de um volume igual de um líquido. A equação 11 é utilizada para o cálculo da densidade desses sólidos. A temperatura da água era de 25°C, portanto, a densidade utilizada nos cálculos foi de 0,9971 g/cm³.

$$d_s = \frac{m_s}{m_s - m_L} * d_{H_2O} \quad (11)$$

Onde:

d_s é a densidade do sólido

m_s é a massa do sólido

m_L é a massa do sólido submerso

d_{H_2O} é a densidade da água

Figura 36 - Montagem do método de Arquimedes para determinação de densidade.



Fonte: Próprio autor.

As medidas foram realizadas em balança analítica da marca Edutec do Laboratório de nanomateriais do Departamento de Física da UFMG.

Além de medir a massa perdida após o ensaio, as amostras ensaiadas foram submetidas a duas análises:

- **Microscopia eletrônica de varredura (MEV):** Utilizada para análise da superfícies desgastada.
- **Perfilometria:** Foi realizada para caracterizar a rugosidade dos sistemas antes e depois do ensaio; e avaliar a topografia dos sistemas após ensaio de desgaste para complementar o MEV. Foi utilizado o perfilômetro T8000 da HOMMELWERKE do Laboratório Nanotech Tribologia, no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da UFMG. A obtenção de

dados foi realizada utilizando o programa Turbo Roughness e o tratamento e relatórios utilizando o Hommel Map Expert 3.0 e o MountainsMap 7.

As medidas de perfilometria 3D foram realizados seguindo os seguintes parâmetros:

- ✓ Apalpador: TKU 300, amplitude de $800\mu\text{m}$;
- ✓ Ponta: ângulo de 90° e raio de $5\mu\text{m}$;
- ✓ Área de varredura: $60 \times 22 \text{ mm}^2$;
- ✓ Passo: $50\mu\text{m}$;
- ✓ Distância entre medições: $1\mu\text{m}$;
- ✓ Velocidade de medição: 1 mm/s .

Os parâmetros de perfilometria 3D utilizados na caracterização das superfícies estão descritos a seguir:

- ✓ Sa: é definido como a média aritmética dos valores absolutos das distâncias acima e abaixo do plano médio da área amostrada. Sendo assim, o parâmetro Sa mede a rugosidade média do material. Como ele não diferencia picos de vales, outros parâmetros devem ser utilizados para uma descrição confiável da textura superficial
- ✓ Sp: Corresponde à distância entre o pico mais alto e o plano de referência.
- ✓ Sv: É determinado como a distância entre o vale mais profundo e o plano de referência.
- ✓ St: É a amplitude máxima do perfil, portanto é definido como a distância entre o pico mais elevado (Sp) e o vale mais profundo (Sv) (OLIVEIRA JÚNIOR, 2011).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise química e simulação da solidificação das ligas obtidas

A composição das ligas após a análise química, que foi determinada durante o processo de fusão (páginas 56 a 59), está apresentada na Tabela 11. Comparando a Tabela 6 com a Tabela 11, é possível observar que a fusão ocorreu de maneira eficiente, uma vez que as composições obtidas foram as pré-determinadas.

Tabela 11 - Composição química das ligas obtidas experimentalmente.

LIGA	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)									
	C	Cr	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Nb	B
<i>FFCrMo</i>	2,92	24,6	0,791	1	0,0327	0,008	0,547	1	0,031	-
<i>FFCrMoB</i>	3,01	24,75	1,15	0,847	0,0356	0,0101	0,406	0,966	0,086	0,6

Fonte: Próprio autor.

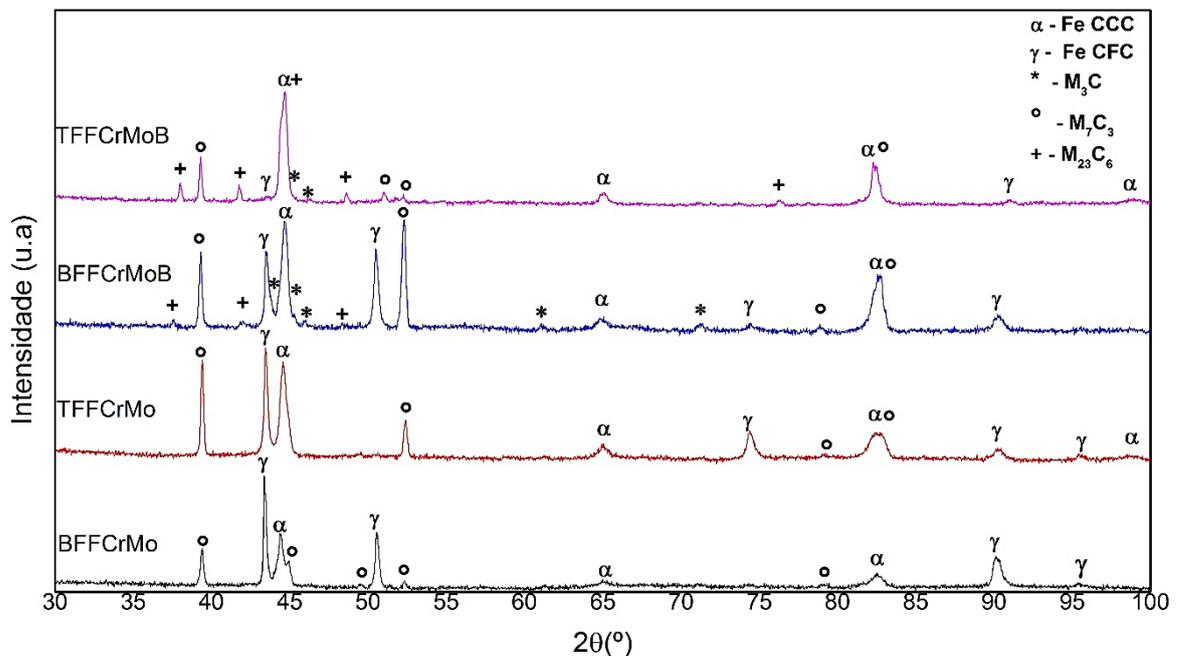
5.2 Difração de raios X

Os difratogramas de raios X das ligas FFCrMo e FFCrMoB brutas de fusão e tratadas termicamente estão apresentados na Figura 37. Foi possível observar para a liga FFCrMo bruta de fusão (BFFCrMo) a presença de carbonetos M_7C_3 e uma matriz predominantemente austenítica com alguma martensita. Na liga FFCrMo tratada termicamente (TFFCrMo), há presença de carbonetos M_7C_3 (intensificação dos picos 39° e 54°) que podem ser eutéticos e secundários segundo Tabrett (1997), e uma matriz com martensita e austenita.

Apesar do tratamento de desestabilização aumentar M_s fazendo com que maior quantidade de austenita se transforme em martensita, diminuindo assim, a quantidade de austenita retida, foi observado no DRX um pico bem intenso de austenita para a liga TFFCrMo. Isso pode ter acontecido devido à pequena formação de carbonetos secundários (quantidade de M_7C_3 aumentou pouco) que alterou pouco a quantidade de carbono na austenita o que não provocou um aumento de M_s . Segundo Jacuinde, Arias e Hernández (2003), em temperaturas maiores de desestabilização, a quantidade de austenita retida na microestrutura aumenta, devido à maior quantidade de carbono dissolvido na austenita que faz com que a temperatura M_s seja menor.

Sendo assim, a temperatura utilizada no tratamento térmico (1020°C) pode ter sido outra razão para a grande quantidade de austenita retida na amostra TFFCrMo.

Figura 37 - DRX das ligas BFFCrMo, TFFCrMo, BFFCrMoB e TFFCrMoB.



Fonte: Próprio autor.

Na liga FFCrMoB bruta de fusão (BFFCrMoB), houve formação de carbonetos M_7C_3 , M_3C e $M_{23}C_6$. A matriz é austenítica e ainda há presença de martensita. Esse resultado está de acordo com o que Petrović, Marković e Zec (2002) encontraram em seu trabalho sobre adição de boro em FFCr. Na liga com adição de 0,59% de boro (13% Cr e 2,2%C), as fases encontradas foram M_7C_3 , M_3C e $M_{23}C_6$, austenita e martensita. O carboneto M_3C pode ter sido formado a partir da reação peritética ($M_7C_3 + \text{Líquido} \rightarrow M_3C$), que ocorre quando a liga não solidifica totalmente antes da temperatura dessa reação. Segundo Dogan, Hawk e Laird II (1997), para uma liga hipereutética contendo 15% de cromo e 4,15% de carbono, essa temperatura é de 1143°C. N

Na liga FFCrMoB tratada termicamente (TFFCrMoB), a matriz foi predominantemente martensítica com alguma austenita. Pode-se observar que os picos característicos da estrutura CFC da austenita apresentam menor intensidade, indicando que o

tratamento de desestabilização da austenita foi eficaz na formação de martensita. A precipitação de carbonetos secundários pode ser observada pelo difratograma também ($M_{23}C_6$), o que explica a diminuição da quantidade de austenita retida. O aumento da fração volumétrica de carbonetos precipitados ao longo do tempo resulta em redução do teor de carbono dissolvido na austenita e, portanto, aumento das temperaturas M_s e M_f (ORTEGA; BERNARDINI; TORRES, 2007). A intensidade dos picos característicos do $M_{23}C_6$ aumenta da amostra BFFCrMoB para TFFCrMoB. Isso também é consequência do tratamento de desestabilização da austenita.

5.3 Simulação por ThermoCalc

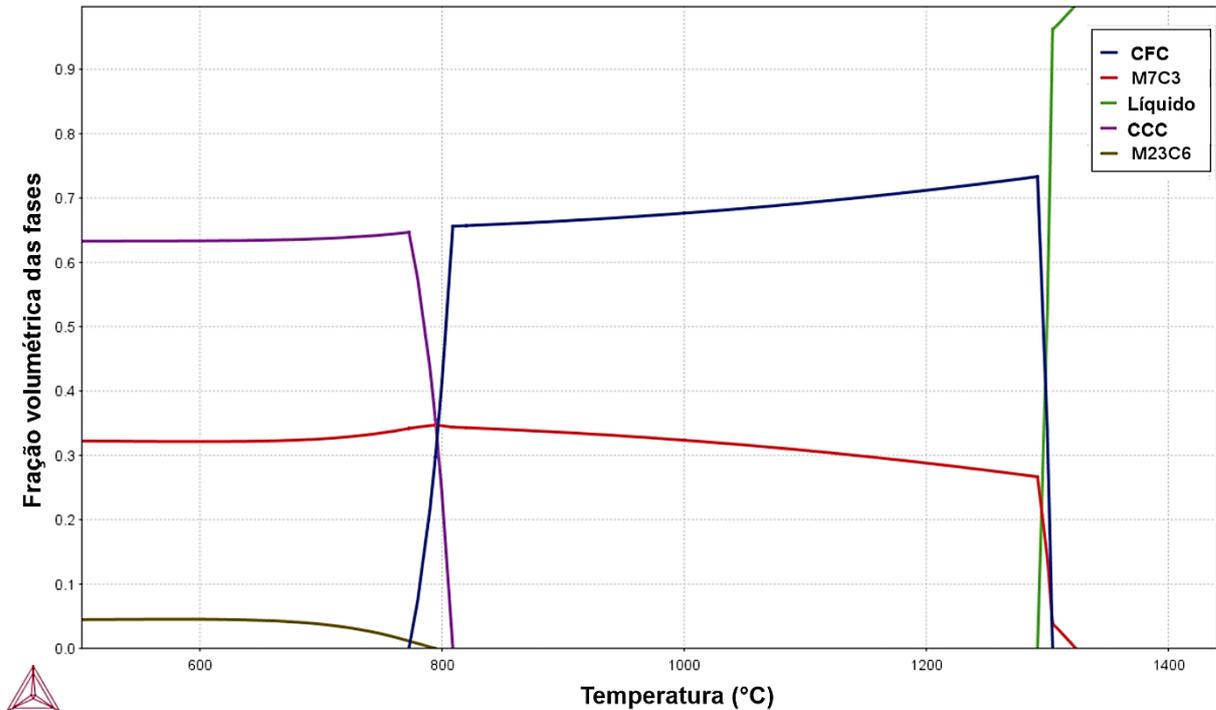
Foi utilizado o Thermo-Calc para obter uma simulação do diagrama Fração Volumétrica de Equilíbrio das Fases em função da Temperatura para as ligas de ferro fundido branco alto cromo com adição de molibdênio (FFCrMo) e molibdênio e boro (FFCrMoB) (Figura 38 e Figura 39), conforme a composição química apresentada na Tabela 11 nas condições de equilíbrio (consideração termodinâmica), por isso, nem sempre o que foi simulado será visto na microestrutura final. Na literatura não é comum encontrar esse tipo de diagrama para ligas de FFCr.

Na Figura 38, diagrama da liga FFCrMo, é possível observar a variação, em função da temperatura, da quantidade das fases CFC (austenita), líquido, CCC (ferrita), M_7C_3 e $M_{23}C_6$ (carbonetos de ferro e cromo). O diagrama mostra que a reação eutética se inicia a uma temperatura por volta de 1300°C com formação de austenita e M_7C_3 , a solidificação desse carboneto se inicia um pouco antes da reação eutética, sendo assim, a liga pode ter um pouco de carboneto primário M_7C_3 . Isso dá uma indicação do tipo de estrutura da liga que está mais para uma liga eutética, devido à pequena quantidade de carboneto primário M_7C_3 que pode ser formada, de acordo com o diagrama.

Até uma temperatura de aproximadamente 800°C há predominantemente essas duas fases no material (30% de M_7C_3 , predominantemente eutético, e 70% de austenita). Abaixo dessa temperatura, o teor de austenita cai, enquanto o teor de CCC (ferrita) aumenta e a fração volumétrica do carboneto M_7C_3 permanece constante até o fim da

solidificação. A 800°C também se inicia a formação do carboneto $M_{23}C_6$ com uma fração volumétrica por volta dos 5%.

Figura 38 - Diagrama Temperatura x Fração volumétrica de equilíbrio das fases da liga com molibdênio (FFCrMo), para uma composição química fixa.

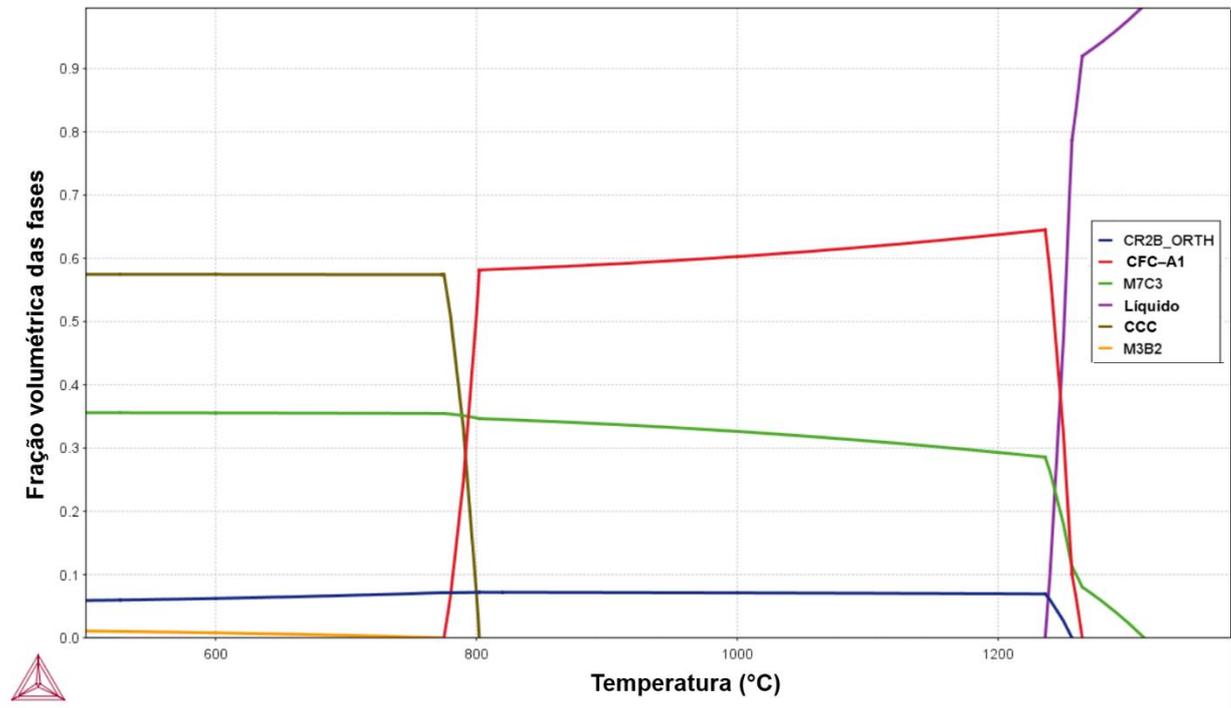


Fonte: Próprio autor.

Na Figura 39, diagrama da liga FFCrMoB, é possível observar a variação, em função da temperatura, da quantidade das fases CFC (austenita), líquido, CCC (ferrita), M_7C_3 e M_3B_2 e Cr_2B (carbonetos e brometos de ferro e cromo). O diagrama mostra que a reação eutética se inicia a uma temperatura por volta de 1250°C com formação de austenita, M_7C_3 e Cr_2B . A solidificação do carboneto M_7C_3 se inicia um pouco antes da reação eutética, sendo assim, a liga pode ter carboneto primário M_7C_3 (aproximadamente 11%) indicando que a liga pode possuir estrutura hipereutética.

Há formação da fase Cr_2B a partir do líquido a aproximadamente 1240°C. Até uma temperatura de aproximadamente 800°C há predominantemente essas três fases no material (7% de Cr_2B , 36% de M_7C_3 e 57% de austenita). Abaixo dessa temperatura, o teor de austenita cai, enquanto o teor de ferrita aumenta e a fração volumétrica do carboneto M_7C_3 e Cr_2B permanece constante até o fim da solidificação. A 800°C também se inicia a formação de M_3B_2 em quantidade muito pequena (menor que 2%).

Figura 39 - Diagrama Temperatura x Fração volumétrica de equilíbrio das fases da liga com molibdênio e boro (FFCrMoB), para uma composição química fixa.



Fonte: Próprio autor.

Comparando os diagramas, observa-se que a liga FFCrMoB apresenta mais fases presentes devido à presença de boro que pode formar boretos (Cr_2B e M_3B_2). Esses boretos não foram encontrados nas ligas por meio do DRX. Chung (2013) encontrou Cr_2B em uma liga de FFCr com adição de boro que estava estudando, porém, somente para um teor de boro de 10 e 13% (ele estudou teores de 2,10 e 13% de boro). Na liga estudada pode haver Cr_2B em quantidades pequenas que não foram detectáveis pelos métodos utilizados.

Nas duas ligas há presença de M_7C_3 (as duas estão entre 30 e 40%), como foi detectado no DRX. No entanto, o carboneto M_{23}C_6 pode aparecer somente na liga FFCrMo. A simulação da formação dessa fase não está de acordo com o DRX realizado, pois esse carboneto foi encontrado somente na liga FFCrMoB. Essa diferença entre as fases previstas pelo ThermoCalc e as fases realmente presentes nas ligas existe porque esse software leva em conta somente as condições termodinâmicas do sistema, a cinética não é considerada.

5.4 Análise microestrutural

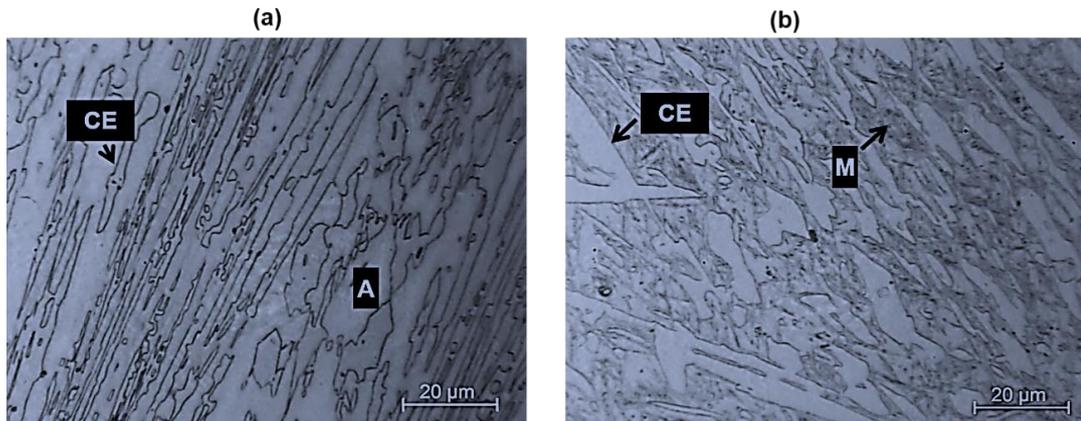
5.4.1 Microscopia óptica

As microestruturas das amostras de FFCrMo com e sem tratamento térmico, após ataque com o reagente Vilela, podem ser vistas na Figura 40. Na liga FFCrMo bruta de fusão (BFFCrMo) (Figura 40a), é possível observar uma microestrutura com formação de carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 . Esse resultado está de acordo com o que Chung (2013) encontrou em seu estudo sobre o efeito da adição de molibdênio em FFCr. Chung (2013) encontrou que para teores de 13% de molibdênio (25% Cr e 3,72% C), houve formação de carbonetos eutéticos M_7C_3 . Apesar do teor adicionado no presente trabalho ser de 1%, o efeito na microestrutura foi muito parecido com o encontrado por Chung et al. (2013) na liga com 13% de molibdênio. É possível observar também a presença de austenita (parte branca).

Na microestrutura da liga FFCrMo tratada (TFFCrMo) (Figura 40b), é possível observar a presença de martensita, devido ao tratamento térmico, e de carbonetos eutéticos M_7C_3 alongados. É possível observar na Figura 41 a microestrutura da liga FFCrMo tratada termicamente após ataque com o reagente Beraha-Martensita. Esse ataque possibilitou a identificação dos carbonetos eutéticos M_7C_3 (brancos - não são atacados), da martensita, que está na cor azul (placas de martensita grosseira) ou marrom escuro (martensita fina) e de austenita retida, que se encontra nas regiões mais claras (marrom claro) em grande quantidade. Essa grande quantidade de austenita retida, que também foi detectada pelo DRX, fornece um indicativo de que o tratamento térmico não foi muito efetivo na obtenção de uma matriz martensítica.

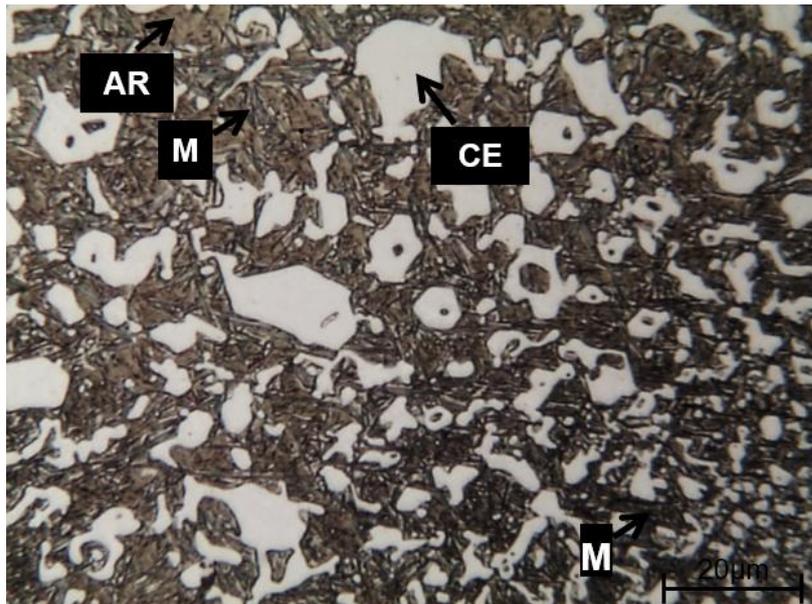
Comparando a estrutura da liga FFCrMo com o diagrama da Figura 38, verifica-se que a fase austenita e o carboneto M_7C_3 estão presentes e que a liga é eutética, como descrito anteriormente. A ferrita e o carboneto $M_{23}C_6$ não estão presentes na estrutura, como previsto pelo diagrama, porque ele prevê somente condições termodinâmicas, não leva em conta a cinética. Sendo assim, os elementos de liga adicionados, juntamente com as condições em que a fusão foi realizada, fazem com que após a solidificação se obtenha uma liga metaestável (fora das condições de equilíbrio simuladas no ThermoCalc).

Figura 40 - Liga FFCrMo tratada termicamente atacada com Vilela.



(a) BFFCrMo. Ataque com Vilela (b) TFFCrMo. Ataque com Vilela.
M: martensita; A: austenita; CE: carboneto eutético M_7C_3 .
Fonte: Próprio autor.

Figura 41 – Liga FFCrMo tratada termicamente atacada com Beraha-Martensita.

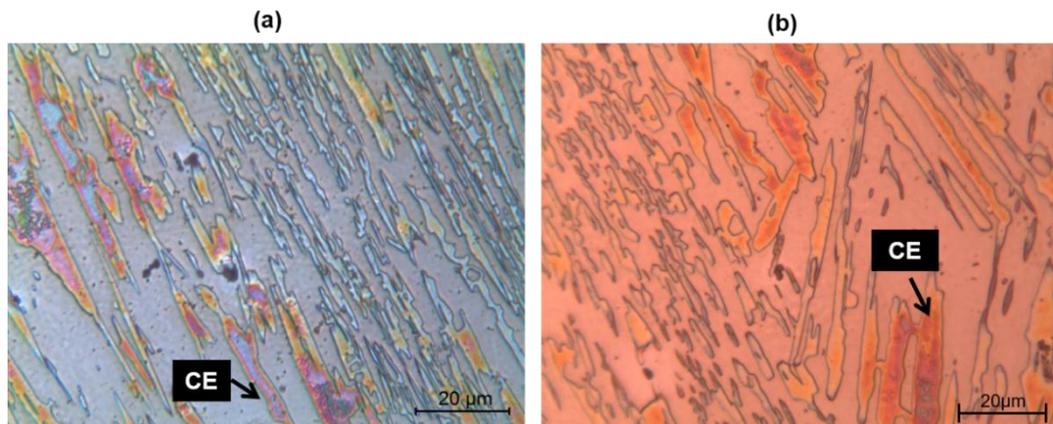


M: martensita; AR: austenita retida; CE: carboneto eutético M_7C_3 .
Fonte: Próprio autor.

Na Figura 42 é possível ver com mais detalhes os carbonetos eutéticos M_7C_3 , evidenciados pelo ataque químico Murakami, formados durante o processo de solidificação. Observa-se que a morfologia é a mesma após o tratamento térmico. Isso acontece, porque os carbonetos eutéticos M_7C_3 permanecem inertes à temperatura de desestabilização, não sendo assim afetados pelo tratamento (TABRET, 1997). Na Figura 43 é possível observar a microestrutura da liga FFCrMo tratada termicamente após ataque com Glicerégia, que ataca a matriz destacando os carbonetos. A

austenita retida, os carbonetos eutéticos M_7C_3 e a martensita são facilmente identificados, porém, não é possível identificar carbonetos secundários dispersos na matriz martensítica/austenítica.

Figura 42 - Carbonetos eutéticos M_7C_3 da amostra FFCrMo (ataque Murakami).

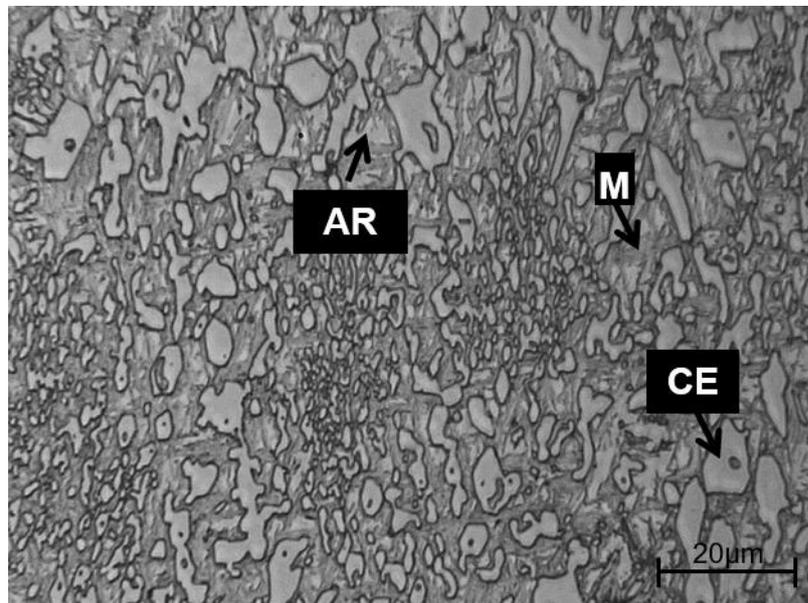


(a) BFFCrMo (b) TFFCrMo

CE: carboneto eutético M_7C_3

Fonte: Próprio autor.

Figura 43 – Liga FFCrMo tratada termicamente atacada com Glicerégia.



M: martensita; AR: austenita retida; CE: carboneto eutético M_7C_3 .

Fonte: Próprio autor.

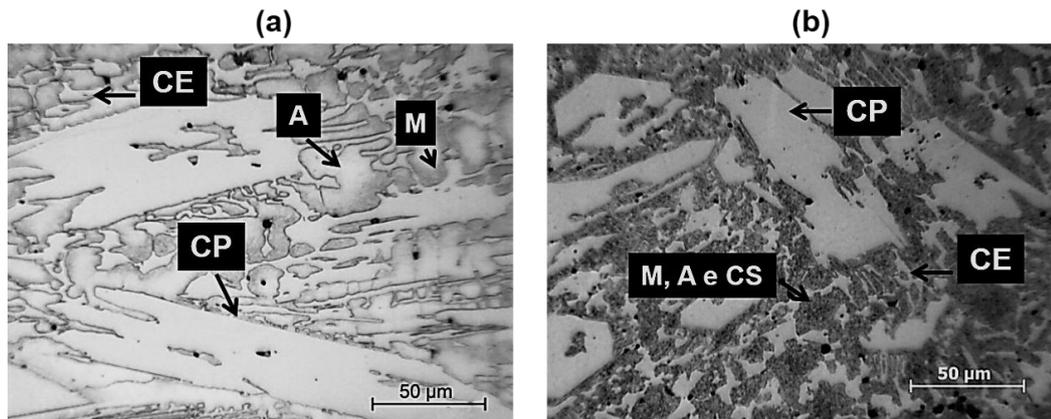
Na microestrutura da liga FFCrMoB bruta de fusão (BFFCrMoB) (Figura 44a), é possível observar a presença de austenita, martensita (região escurecida próxima aos

carbonetos) e carbonetos eutéticos e primários M_7C_3 grandes, indicados na Figura 44. A formação dos carbonetos primários M_7C_3 está relacionada à adição de boro, pois de acordo com a simulação de solidificação (Figura 38 e Figura 39), o boro faz com que a diferença de temperatura entre a reação eutética e a formação de carbonetos primários do tipo M_7C_3 seja maior (para liga FFCrMo foi de $\sim 20^\circ\text{C}$ e para a liga FFCrMoB foi de $\sim 60^\circ\text{C}$). Além disso, há presença de carbonetos eutéticos M_7C_3 que se formam durante a reação eutética.

Além da grande formação de carbonetos, esperava-se que a microestrutura fosse mais grosseira e isso foi observado. Segundo Jacuinde, Mejía e Verduzco (2010), um teor de boro de 0,1 a 0,3% em FFCr (27% Cr, teor próximo aos 25% da liga estudada) provoca um crescimento dos carbonetos que se deve ao fato da liga ser hipereutética. Petrović, Marković e Zec (2003) também estudaram a adição de boro em FFCr (13% Cr; 2,3% C e 0,59% B) e verificaram um aumento do tamanho dos carbonetos eutéticos M_7C_3 . Dogan, Hawk e Laird II (1997) fizeram análises de DTA de FFCr hipereutéticos e viram que a velocidade de formação do carboneto primário M_7C_3 é lenta, essa é uma explicação para o grande tamanho deles.

Na liga FFCrMoB tratada (TFCrMoB) (Figura 44b), a microestrutura é um pouco mais refinada. A matriz é predominantemente martensítica, o que indica que o tratamento de desestabilização da austenita, ou seja, transformação em martensita e precipitação de carbonetos secundários $M_{23}C_6$ foi eficaz. Os carbonetos primários do tipo M_7C_3 continuam presentes na estrutura da liga. É possível observar na Figura 45 a microestrutura da liga FFCrMoB tratada termicamente após ataque com o reagente Beraha-Martensita. Esse ataque possibilitou a identificação dos carbonetos eutéticos e primários M_7C_3 (brancos - não são atacados), da martensita, que está na cor marrom escuro (martensita fina) e de carbonetos secundários $M_{23}C_6$ dispersos na matriz martensítica, além de poucas regiões com presença de austenita retida (regiões próximas aos carbonetos na cor amarelada). Essa grande quantidade de martensita e pequena quantidade de austenita retida (ambas detectadas pelo DRX) fornece um indicativo de que o tratamento térmico foi efetivo.

Figura 44 - Liga FFCrMoB tratada termicamente atacada com Vilela.

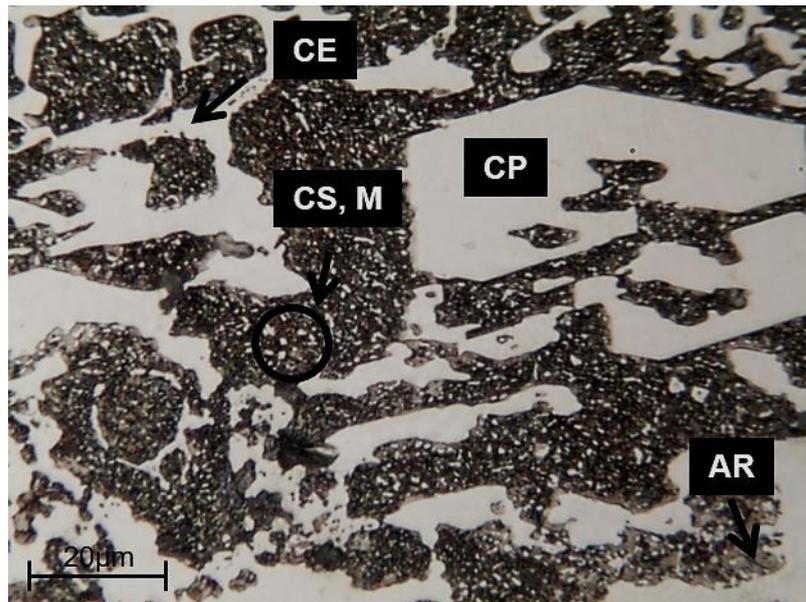


(a) BFFCrMoB (b) TFFCrMoB

M: martensita; A: austenita; CP: carboneto primário M_7C_3 ; CS: Carboneto secundário $M_{23}C_6$; CE: Carboneto eutético M_7C_3 .

Fonte: Próprio autor.

Figura 45 - Liga FFCrMoB tratada termicamente atacada com Beraha-Martensita.



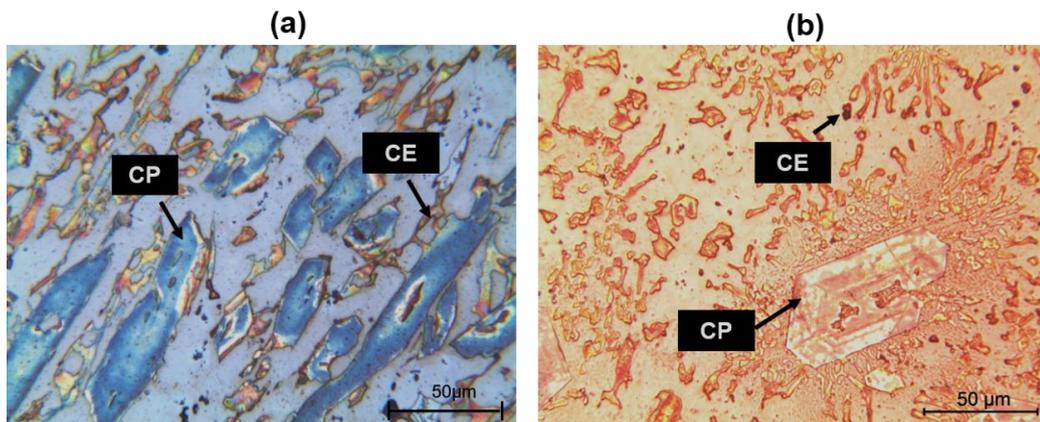
M: martensita; AR: austenita retida; CP: carboneto primário M_7C_3 ; CS: Carboneto secundário $M_{23}C_6$; CE: Carboneto eutético M_7C_3 .

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 46 é possível ver com mais detalhes os carbonetos (primário e eutéticos M_7C_3), evidenciados pelo ataque químico Murakami, formados durante o processo de solidificação. Nas imagens, é possível observar o formato hexagonal dos carbonetos primários M_7C_3 , que os diferencia dos carbonetos eutéticos M_7C_3 . Os carbonetos secundários ($M_{23}C_6$ de acordo com o DRX) distribuídos na matriz martensítica da amostra TFFCrMoB podem ser vistos na Figura 47. O ataque Glicerégia evidenciou

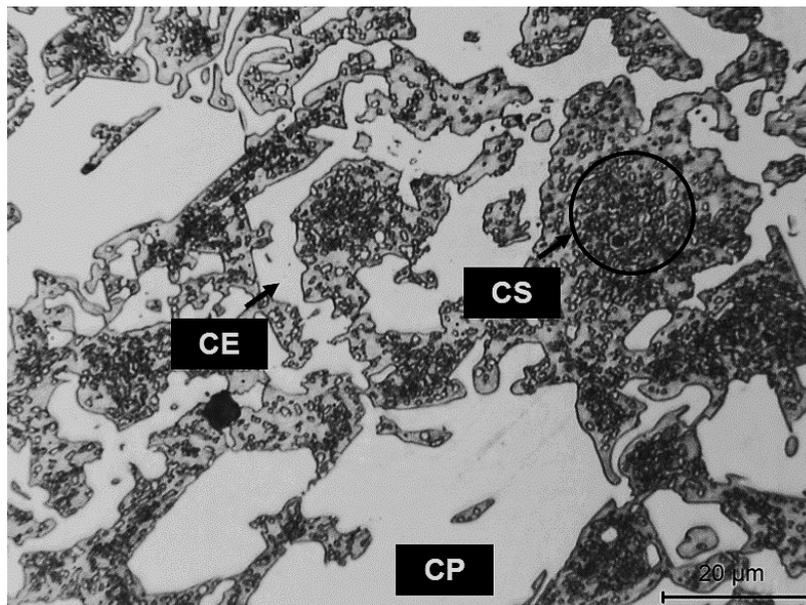
os carbonetos eutéticos e primários M_7C_3 e os carbonetos secundários ($M_{23}C_6$). Isso mostra que o tratamento de desestabilização foi eficaz, pois a precipitação desses carbonetos diminui a quantidade de carbono na austenita, aumentando assim M_s . A presença de carbonetos secundários em FFCr com adição de boro após tratamento térmico de desestabilização também foi observado por Çöl et al. (2016) com 0,55% de boro e Liu et al. (2008) com 1,62% de boro.

Figura 46 - Carbonetos da amostra FFCrMoB bruta de fusão e tratada.



(a) BFFCrMoB (b) TFFCrMoB
 CP: carboneto primário M_7C_3 ; CE: carboneto eutético M_7C_3 .
 Fonte: Próprio autor.

Figura 47 - Liga FFCrMoB tratada termicamente atacada com Glicerégia.



CP: carboneto primário M_7C_3 ; CS: Carboneto secundário $M_{23}C_6$; CE: Carboneto eutético M_7C_3 .
 Fonte: Próprio autor.

5.4.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

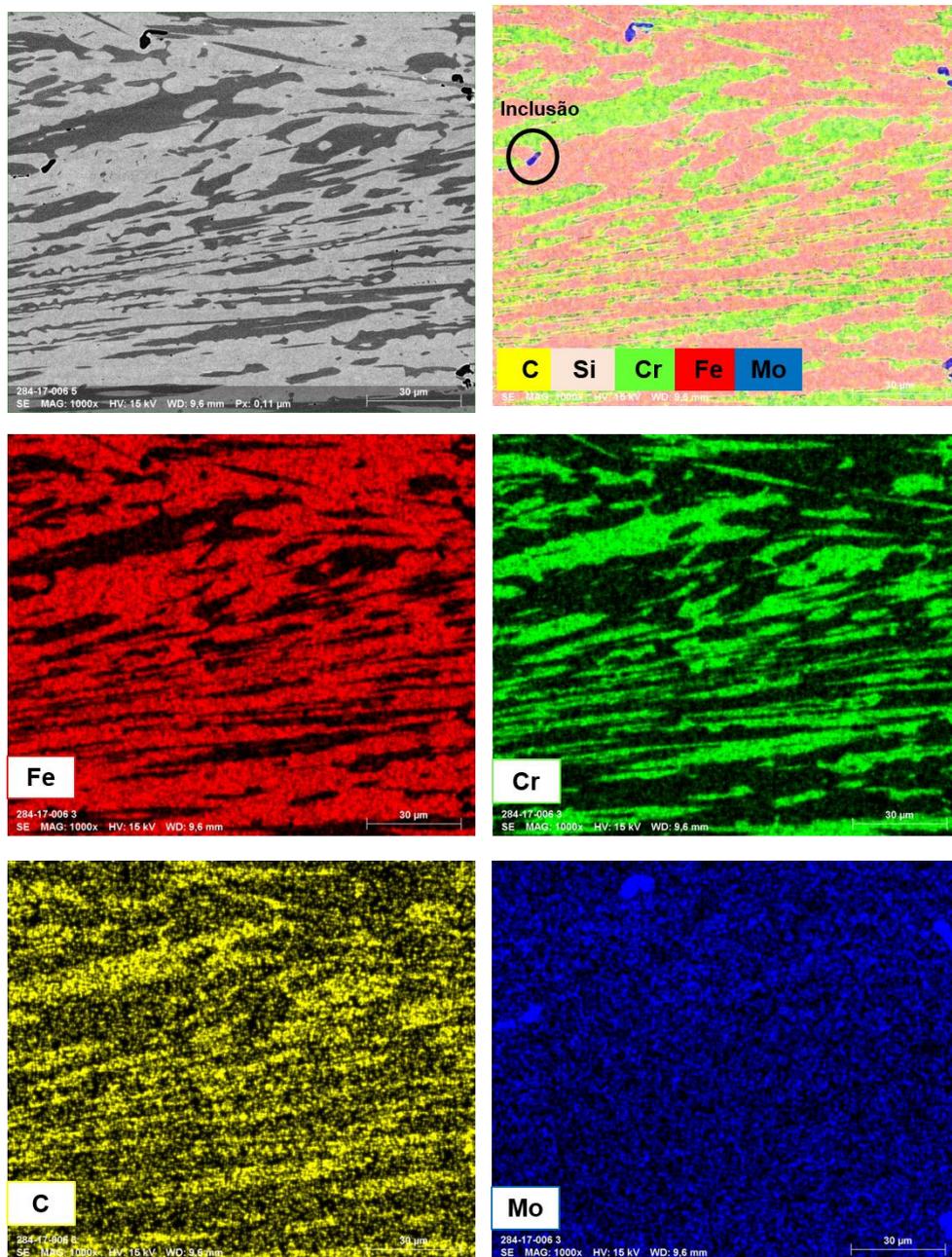
O mapeamento por EDS permitiu verificar a distribuição dos principais elementos presentes na microestrutura das ligas estudadas. A análise foi realizada nas amostras tratadas termicamente. É possível ver na Figura 48 o mapeamento químico da amostra TFFCrMo e na Figura 49 o mapeamento da amostra TFFCrMoB, em que foram analisados os elementos ferro, cromo, molibdênio e carbono, por serem os principais elementos presentes na liga.

Na matriz das duas ligas os elementos predominantemente encontrados, dentre os elementos analisados, são ferro e molibdênio. O molibdênio está presente em todo material, não se concentrando apenas em uma região (entretanto, na imagem com todos os elementos juntos, o molibdênio parece estar concentrado em uma região, pois na matriz e nos carbonetos os teores de outros elementos são maiores). Essa análise de molibdênio por mapeamento químico também foi observada por Chung et al (2013) e Penagos (2016). O cromo está muito presente nos carbonetos M_7C_3 eutéticos e primários (O M presente na fórmula é predominantemente cromo) e em menor quantidade na matriz. Nesses carbonetos há presença de ferro em menor quantidade (o M da fórmula pode ser ferro também). O carbono aparece, principalmente, nos carbonetos eutéticos e primários devido à composição dos mesmos (M_7C_3). Na liga TFFCrMo apareceram pontos pretos que poderiam ser inclusões. Na liga TFFCrMoB também apareceram pontos pretos, porém, nesse caso, a análise não indicou presença de elementos químicos, indicando que nessa liga se trata de poro. Para confirmar essas hipóteses, foi realizado o EDS pontual em cada fase.

É possível ver na Figura 50 e na Figura 51 o EDS pontual das amostras TFFCrMo e TFFCrMoB na matriz e nos carbonetos. Não aparecem valores, porque essa é uma análise semi quantitativa. Na matriz observa-se a presença, principalmente, de ferro e depois de cromo. Os outros elementos (molibdênio, silício e carbono) aparecem em menores teores, isso acontece para as duas amostras. Já nos carbonetos, o elemento que predomina é o cromo, seguido do ferro. O carbono aparece em teor maior que na matriz, justamente porque são carbonetos. Isso indica que os carbonetos, em sua maioria, são carbonetos de cromo. O comportamento é semelhante para as duas

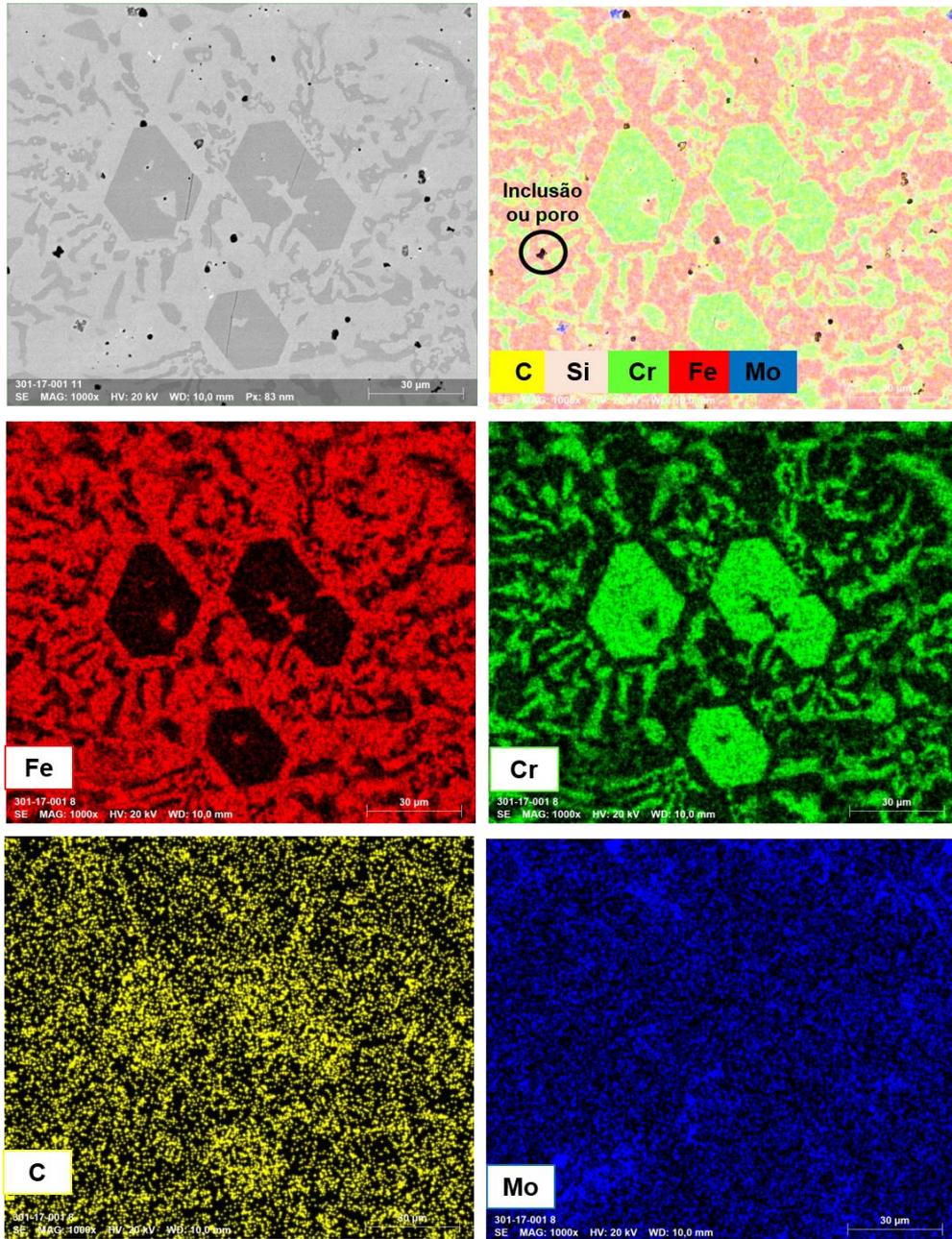
amostras. Isso é apenas uma suposição feita de acordo com o que existe na literatura, pois o EDS não é ideal para fazer análise de carbono e do boro, pois o número atômico dos dois elementos é muito baixo (12 e 5, respectivamente). O molibdênio está bem distribuído em toda estrutura do material, estando presente tanto na matriz quanto nos carbonetos (M_7C_3) em baixos teores, confirmando o que foi visto no mapeamento químico.

Figura 48 - Mapeamento químico da amostra TFFCrMo.



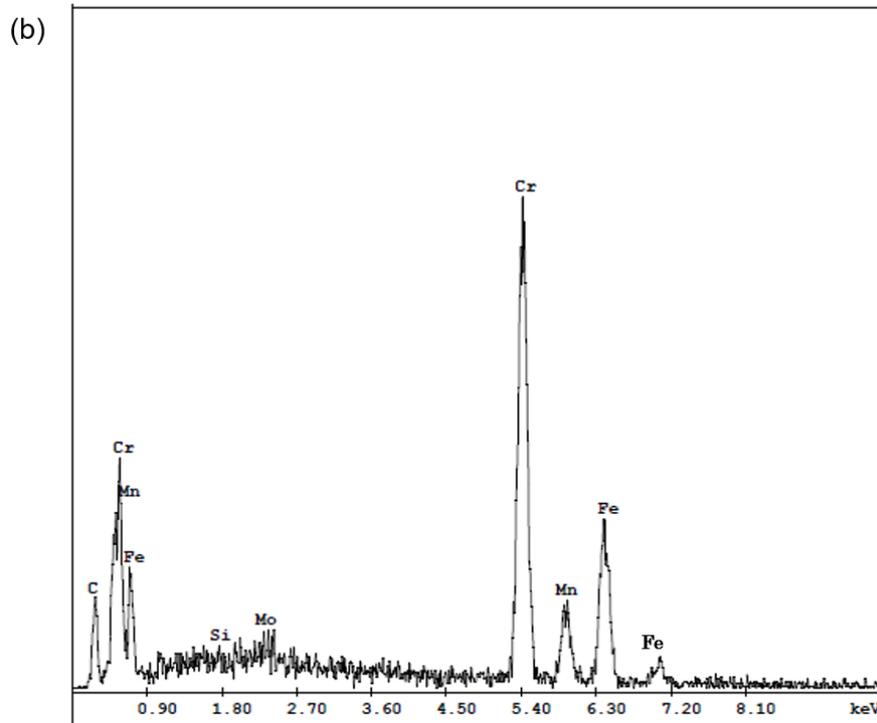
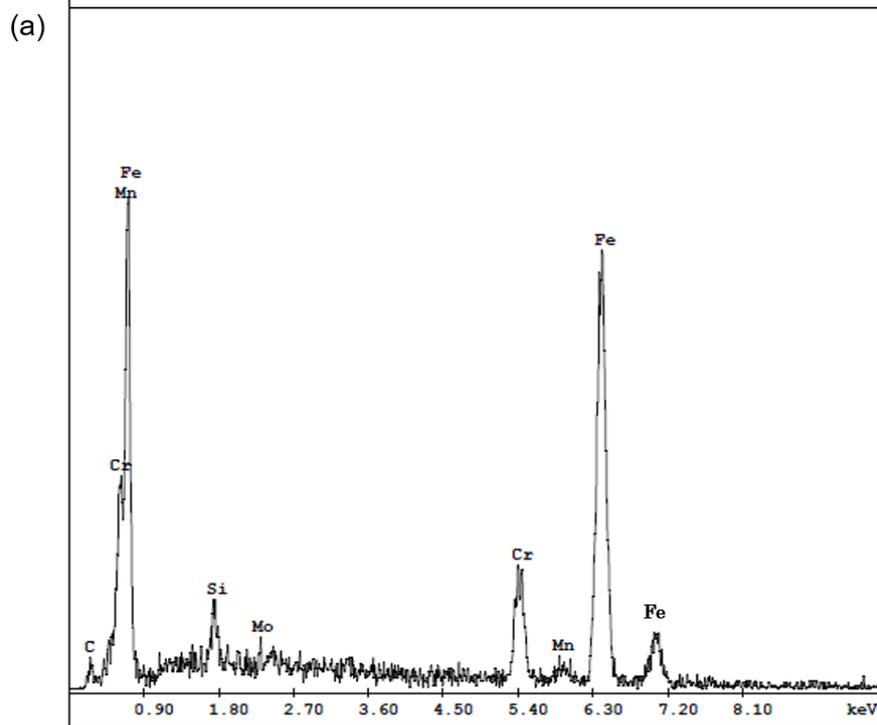
Fonte: Próprio autor.

Figura 49 - Mapeamento químico da amostra TFFCrMoB.



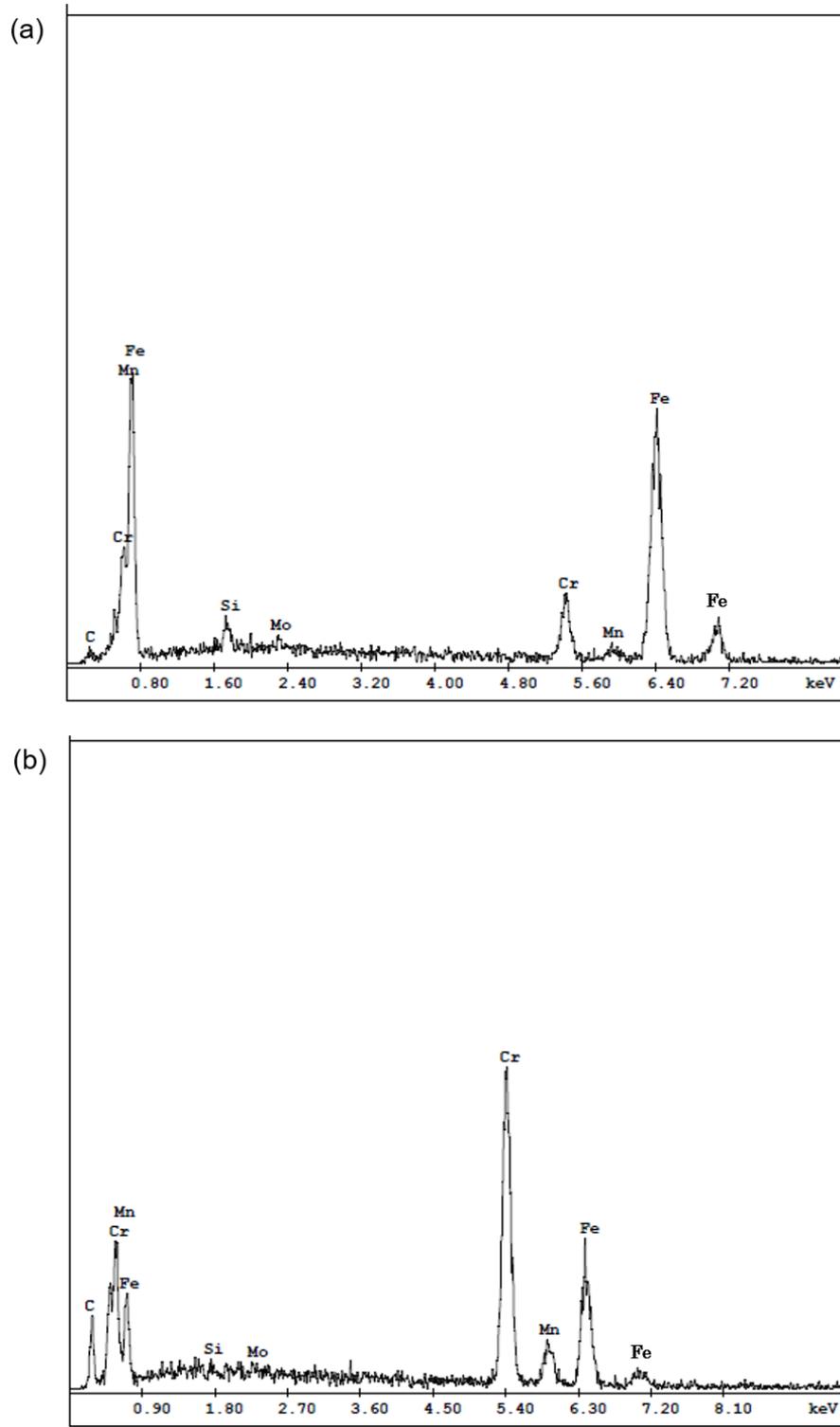
Fonte: Próprio autor.

Figura 50 - EDS pontual da amostra TFFCrMo.

(a) Matriz e (b) carbonetos M_7C_3 .

Fonte: Próprio autor.

Figura 51 - EDS pontual da amostra TFFCrMoB.

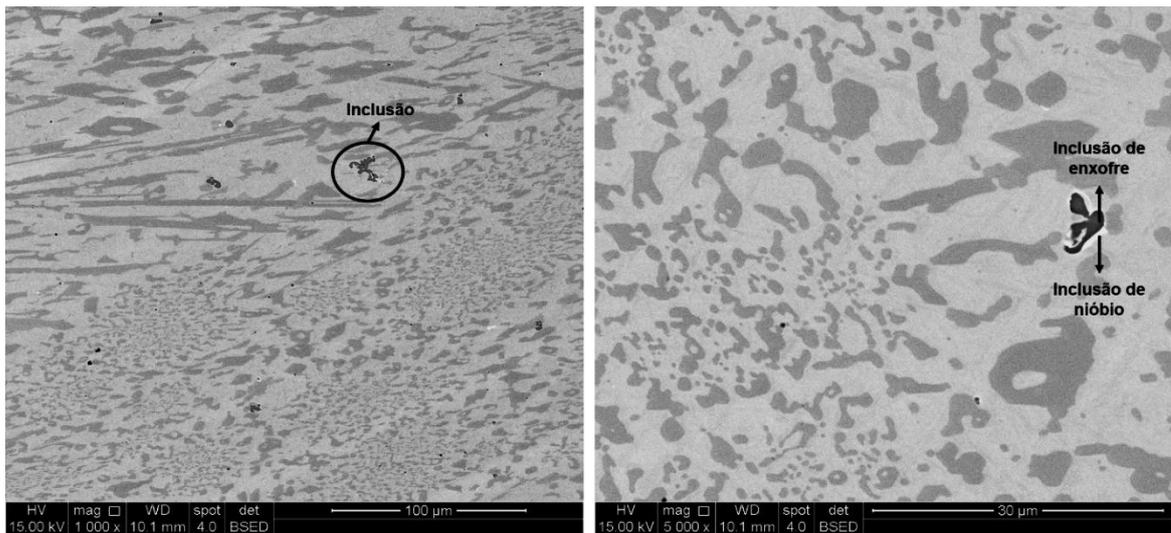
(a) Matriz e (b) carbonetos M_7C_3 .

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 48 e na Figura 49 é possível observar alguns pontos pretos que podem ser poros ou inclusões não metálicas. Após a realização do mapeamento, observou-se

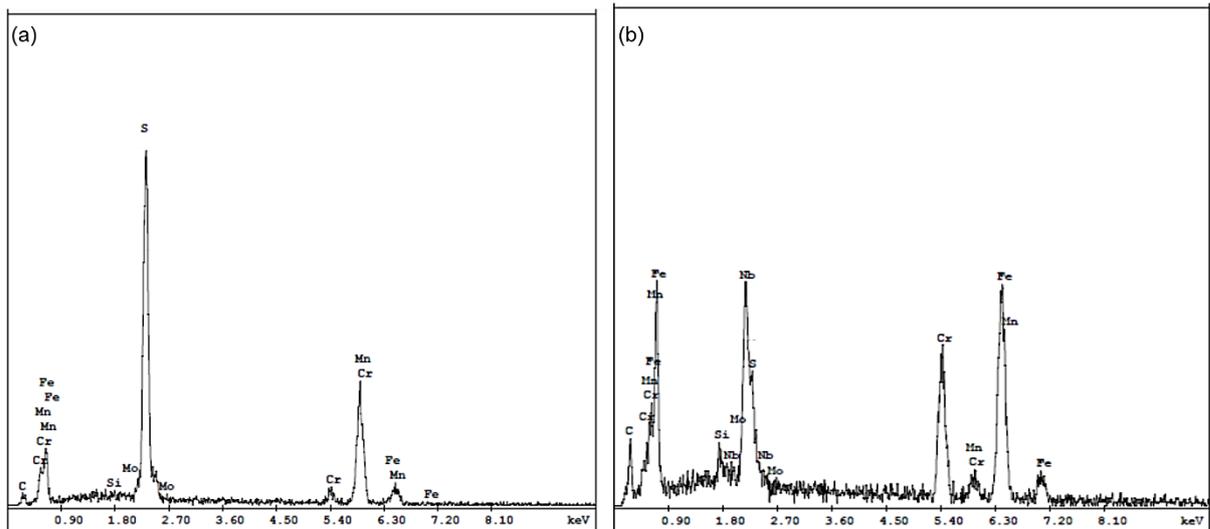
que alguns eram poros, mas que em alguns havia a presença de molibdênio. Para verificar do que se tratava, foi realizado o EDS pontual nesses locais, além da matriz e carbonetos. Imagens do local onde foi realizada a análise (de menor e maior magnitude) e do EDS pontual na liga TFFCrMo podem ser vistas na Figura 52 e Figura 53, respectivamente.

Figura 52 - Imagens de um dos locais onde há inclusões – liga TFFCrMo.



Fonte: Próprio autor.

Figura 53 - EDS pontual da inclusão na liga TFFCrMo.

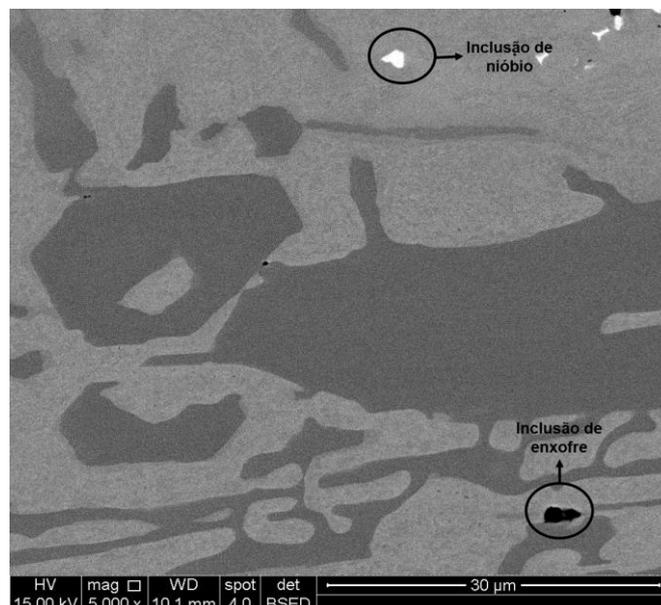


(a) EDS da região escura e (b) EDS da região clara.

Fonte: Próprio autor.

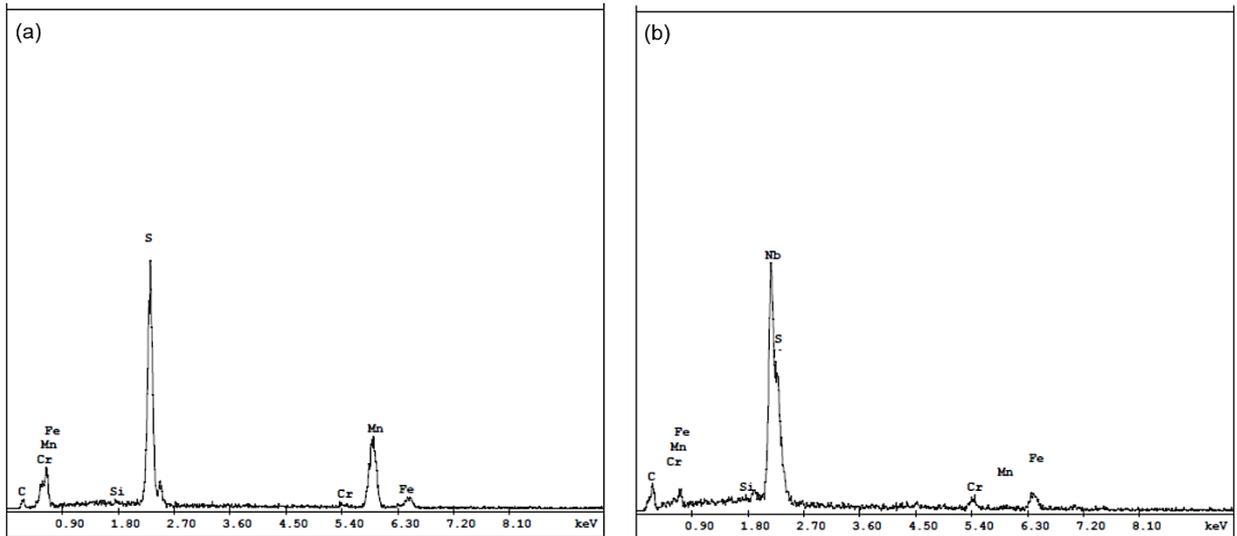
Analisando o EDS pontual dessa região é possível observar que a parte escura se trata de uma inclusão de enxofre e a região clara próxima a ela tem presença de nióbio. O interessante dessa análise é que nas duas inclusões é possível ver o molibdênio. As linhas características de raios-x do molibdênio ($L_{\alpha 1} = 2,29\text{KeV}$), do nióbio ($L_{\alpha 1} = 2,17\text{KeV}$) e do enxofre ($K_{\alpha 1} = 2,31\text{KeV}$) são muito parecidas, dessa forma, só é possível saber qual elemento está presente por meio do EDS pontual. No mapeamento químico, se a análise for realizada para qualquer um desses três elementos, o resultado será que qualquer um deles estará presente, e isso pode fazer com que se chegue a conclusões erradas (GOODHEW; HUMPHREYS; BEANLAND, 2001). Isso explica o fato de que no mapeamento químico, a inclusão de enxofre, juntamente com a de nióbio, tenha aparecido como inclusão de molibdênio. A análise química da liga (Tabela 11) mostra a presença de enxofre e nióbio em teor baixo (0,008 e 0,086). Esse teor já foi suficiente para formar essas inclusões. Na liga TFFCrMoB aconteceu a mesma coisa. Imagem das inclusões e do EDS pontual realizado na região escura (S) e clara (Nb) podem ser observadas na Figura 54 e na Figura 55.

Figura 54 - Imagens de um dos locais onde há inclusões – liga TFFCrMoB.



Fonte: Próprio autor.

Figura 55 - EDS pontual da inclusão na liga TFFCrMoB.

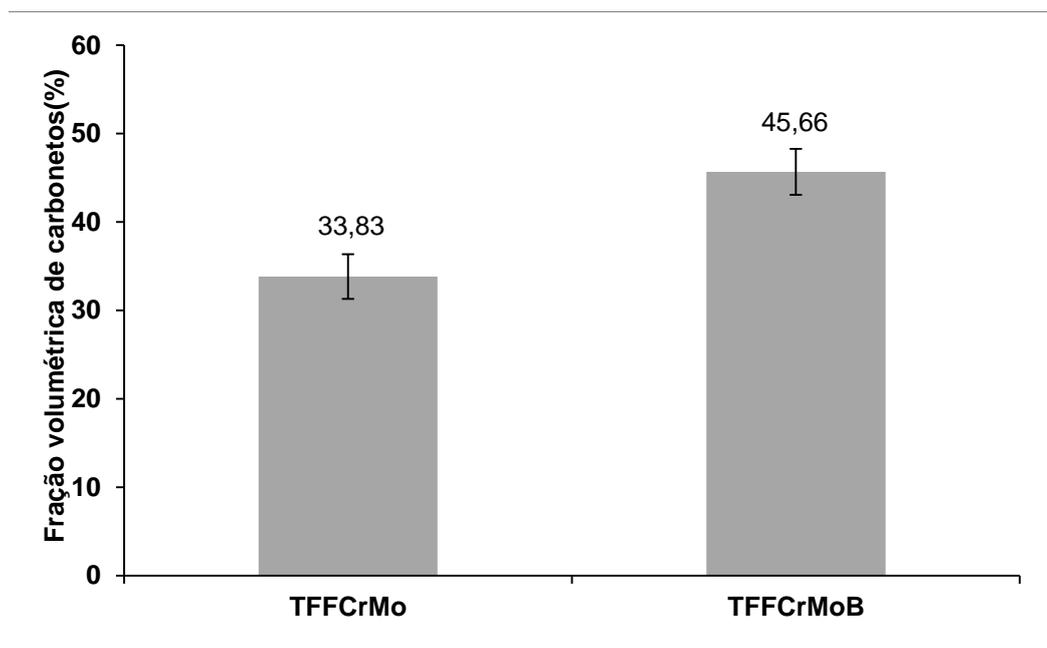


Fonte: Próprio autor.

5.4.3 Fração volumétrica de carbonetos

A fração volumétrica de carbonetos (FVC) nas amostras tratadas termicamente está apresentada na Figura 56. Foi realizado um teste t para verificar se as populações das duas amostras são realmente diferentes, o resultado pode ser visto na Tabela 12.

Figura 56 - Fração volumétrica de carbonetos totais nas amostras TFFCrMo e TFFCrMoB.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 12 - Testes realizados e p-valores – FVC com 95% de significância.

Análises	p-valor	α 1	Resultado
<i>TFFCrMo e TFFCrMoB</i>	5,77E-09	0,05	Diferentes

Fonte: Próprio autor.

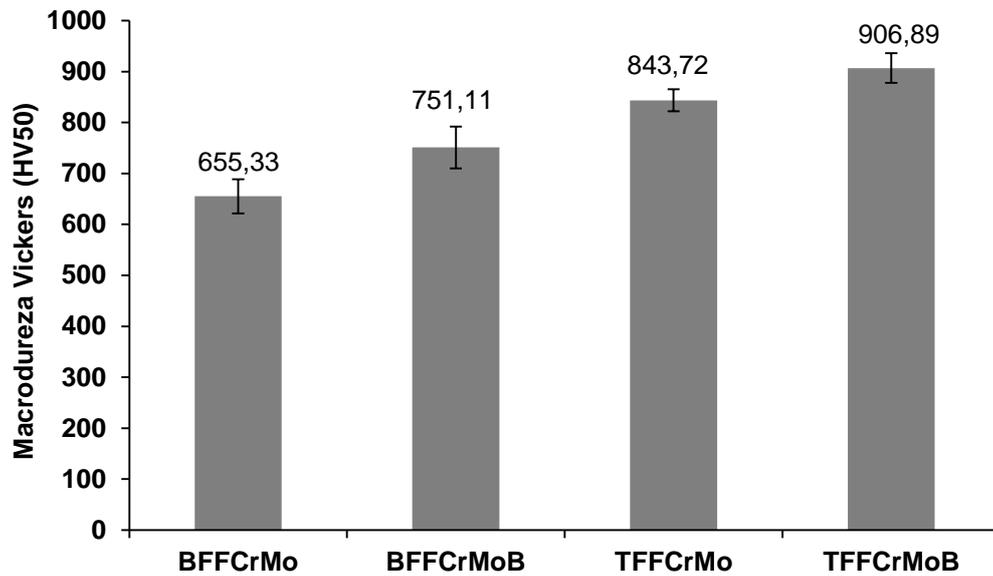
A FVC da liga contendo boro é estatisticamente maior que a da amostra contendo somente molibdênio. Isso acontece, porque o boro substitui certo número de átomos de carbono nos carbonetos durante o processo de solidificação. Os átomos de carbono substituídos pelo boro ficam disponíveis no resto do metal fundido assegurando um aumento da saturação de carbono no metal e a formação de um número maior de núcleos de carbonetos e, finalmente, um aumento da fração de carbonetos na liga (PETROVIĆ; MARKOVIĆ e ZEC, 2002). Como as amostras passaram pelo tratamento de desestabilização, ainda há presença de carbonetos secundários $M_{23}C_6$, que só precipitaram na liga contendo boro. Isso faz com que a FVC também aumente.

O resultado encontrado está de acordo com o que Jacuinde, Mejía e Verduzco (2010) encontraram em seu trabalho. Eles encontraram que para um FFCr com 27% de cromo e 1,9% de molibdênio a FVC foi de 33% na liga sem boro e de 40% para a liga contendo 0,2% de boro. Imurai et al. (2014) estudou o efeito do molibdênio na microestrutura do FFCr e encontrou para uma composição de 28% Cr, 1,42% Mo e 2,68% C uma FVC de 33,3%; o que está de acordo com o resultado encontrado no presente trabalho. Esse resultado também está de acordo com o que Çöl et al. (2016) encontrou em seu trabalho sobre FFCr com adição de boro (0,55%) que a FVC para o material sem boro foi de aproximadamente 30% e com adição de boro de 0,55% foi de aproximadamente 45%.

5.5 Macro dureza Vickers

As médias com os respectivos desvios padrão de todas as amostras em estudo (brutas de fusão e tratadas termicamente) podem ser vistas na Figura 57.

Figura 57 - Dureza média e desvio padrão das amostras.



Fonte: Próprio autor.

Observando os valores apresentados na Figura 57, percebe-se que houve aumento da dureza com o tratamento térmico e com a adição de boro. No entanto, não é possível fazer essa afirmação sem uma análise estatística adequada para saber se os valores realmente são diferentes. Para isso, foi realizado um teste t de Student para duas amostras. Os resultados estão apresentados na Tabela 13. O nível de significância é de $\alpha=0,05$ e as hipóteses são as seguintes (M1 e M2 são as médias das amostras analisadas):

$H_0: M1=M2$

$H_1: M1 \neq M2$

Tabela 13 - Testes realizados e p-valores – Dureza Vickers (com 95% de significância).

Análises	p-valor	α	Resultado
<i>BFFCrMo e TFFCrMo</i>	1,06E-15	0,05	Diferentes
<i>BFFCrMoB e TFFCrMoB</i>	2,17E-11	0,05	Diferentes
<i>BFFCrMo e BFFCrMoB</i>	5,73E-05	0,05	Diferentes
<i>TFFCrMo e TFFCrMoB</i>	1,44E-8	0,05	Diferentes

Fonte: Próprio autor.

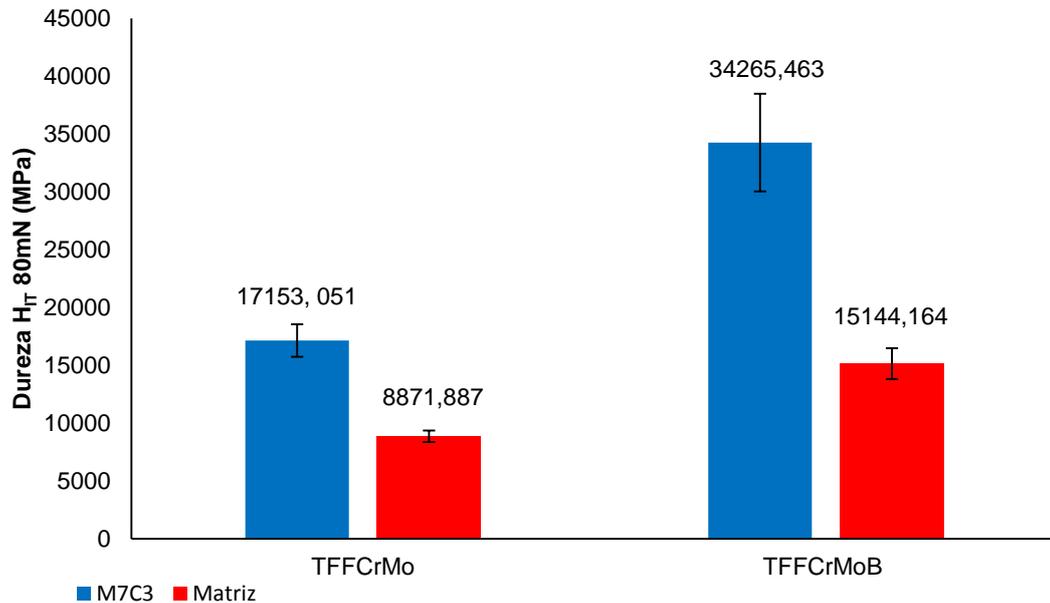
Analisando as amostras brutas de fusão e tratadas termicamente, pode ser observado que os valores são, estatisticamente, diferentes, tanto para FFCrMo quanto para FFCrMoB. Ou seja, os valores de dureza das amostras tratadas são maiores que os valores das amostras brutas de fusão (incremento de 29% para FFCrMo e de 21% para FFCrMoB). Isso se deve à formação de martensita e de carbonetos secundários $M_{23}C_6$ durante o tratamento térmico.

Fazendo uma análise entre as ligas FFCrMo e FFCrMoB brutas de fusão, foi observado que os valores de média também são diferentes. A amostra com boro (FFCrMoB) apresentou dureza maior (incremento de 15%). Isso se deve à maior FVC e também à presença de maior quantidade de martensita que foi formada durante o resfriamento após a fusão das ligas (pode ser visto no DRX - Figura 37). O mesmo acontece nas amostras tratadas termicamente. O boro mais uma vez propiciou um aumento de dureza (incremento de 7,5%) devido à formação de martensita e consequente diminuição do teor de austenita retida (pode ser visto no DRX - Figura 37).

Esse aumento de dureza também foi encontrado por Chung et al. (2013) em seu trabalho sobre FFCr adicionando 2 % de boro e 6 % de molibdênio. Comparando essas duas ligas brutas de fusão, observou-se que a liga contendo 2% de boro (~950HV30) apresentou dureza de aproximadamente 51% maior que a liga contendo 6% de molibdênio (~630HV30). O valor da dureza da liga contendo boro encontrado por Chung et al. (2013) foi maior que o encontrado no presente trabalho, porque o teor de boro é quatro vezes maior. Isso mostra o grande efeito que o boro tem nas propriedades mecânicas dos FFCr.

5.6 Dureza por penetração instrumentada dos constituintes

Os valores de dureza H_{IT} (*Indentation hardness*) dos constituintes (matriz e carbonetos M_7C_3) das ligas tratadas estão apresentados na Figura 58.

Figura 58 – Dureza H_{IT} dos constituintes.

Fonte: Próprio autor.

Observando os valores de dureza H_{IT} (*Indentation hardness*), verifica-se que a da matriz e dos carbonetos da liga TFFCrMoB é maior que da liga TFFCrMo. Na matriz, isso acontece, provavelmente, devido à precipitação de carbonetos secundários ($M_{23}C_6$) e maior quantidade de martensita que foram vistos na microscopia óptica e no DRX (Figura 46c e Figura 37). Nos carbonetos, isso pode ter acontecido devido à formação de carbonetos complexos de carbono e boro, que são mais duros. Para realizar uma boa análise das microdurezas é necessária uma análise estatística para verificar se as diferenças são estatisticamente válidas. O teste realizado para tal análise foi o Teste t para duas amostras diferentes. Os valores de p-valor e o resultado estão mostrados na Tabela 14.

Tabela 14 - Teste t para duas amostras diferentes – Dureza H_{IT} (com 95% de significância.)

Análises	p-valor	α	Resultado
TFFCrMo e TFFCrMoB Matriz	0,00	0,05	Diferentes
TFFCrMo e TFFCrMoB M ₇ C ₃	0,00	0,05	Diferentes

Fonte: Próprio autor.

Comparando as amostras TFFCrMo e TFFCrMoB, observa-se que as microdurezas da matriz e dos carbonetos M_7C_3 são estatisticamente diferentes, sendo a

microdureza da TFFCrMoB maior que da TFFCrMo para os dois microconstituintes. Um aumento na dureza dos constituintes também foi encontrado por Petrović, Marković e Zec (2002). Eles observaram que uma liga de FFCr com boro (0,59%) apresenta um aumento de 41% na dureza dos carbonetos eutéticos M_7C_3 e de 34% na matriz em relação à uma liga de FFCr sem boro. No presente trabalho, o aumento de dureza dos carbonetos da amostra TFFCrMo para a TFFCrMoB foi de 100% e da matriz foi de 71%. O valor de dureza do trabalho de Petrović, Marković e Zec (2002) não podem ser comparadas, pois foi utilizada a dureza Brinell. Não foram encontrados trabalhos na literatura que utilizassem essa técnica para esse tipo de liga metálica.

5.7 Ensaio de desgaste abrasivo

5.7.1 Densidade das ligas

Para que o volume de desgaste fosse calculado, inicialmente, foram realizadas medidas de densidade que estão mostradas na Tabela 15.

Tabela 15 - Valores de densidade das ligas.

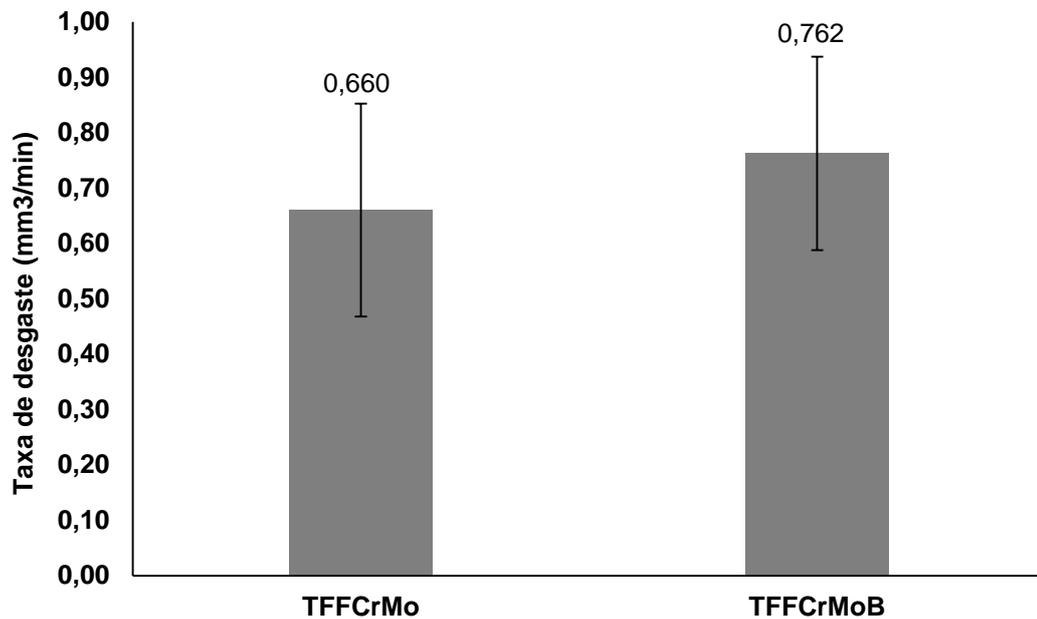
Liga	M sólido (g)	M sólido submerso (g)	Densidade (g/cm ³)
FFCrMo	4,8376	4,1882	7,4281
FFCrMoB	3,5965	3,0998	7,2193

Fonte: Próprio autor.

5.7.2 Roda de borracha e MEV

O gráfico comparativo de taxa de desgaste das ligas com boro e sem boro (tratadas termicamente) para a condição de ensaio com carga de 130N e um tempo de 30 minutos, pode ser visto na Figura 59.

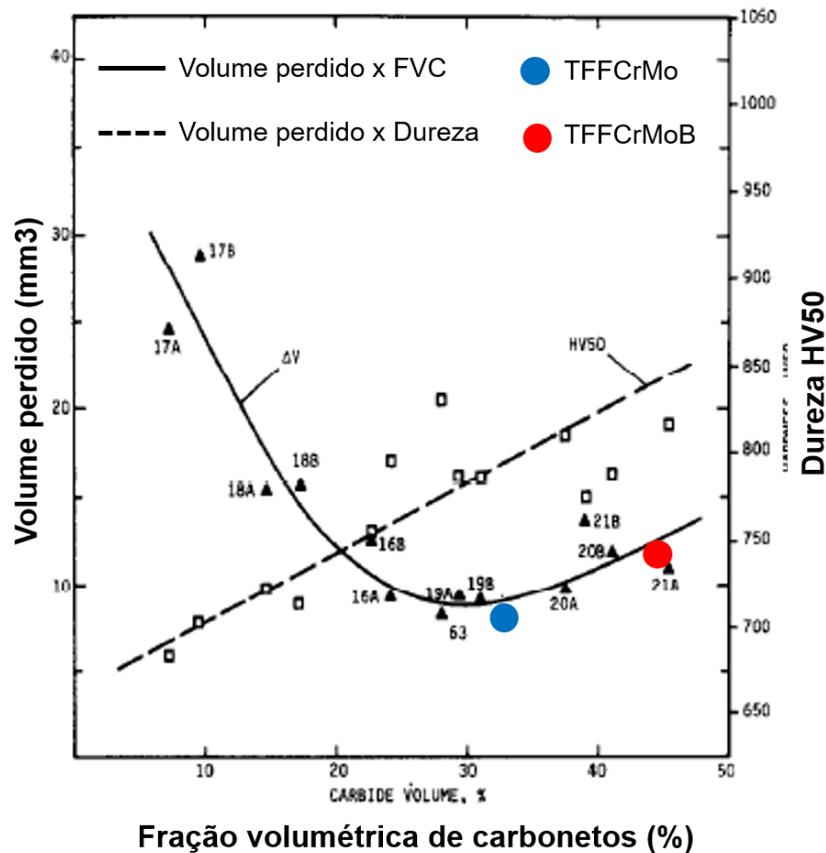
Figura 59 - Taxa de desgaste - Ensaio A da norma ASTM G65.



Fonte: Próprio autor.

Pode ser observado na Figura 59 que a diferença entre as médias da taxa de desgaste para as amostras TFFCrMo e TFFCrMoB não foi muito grande, sendo a TFFCrMoB ligeiramente maior que a TFFCrMo. Não foi possível realizar um teste de hipóteses t, porque o número de réplicas por amostra foi somente de três. Essa ligeira diferença foi explicada por Zum Gahr e Doane (1980) que realizou estudos de desgaste abrasivo em ferro fundido branco de matriz martensítica com diferentes valores de frações volumétricas de carbonetos (FVC). Segundo os autores, para o ensaio roda de borracha em condições de carga alta (222N), o volume desgastado diminui à medida que a FVC aumenta até um valor de 30% (valor próximo ao estudado neste trabalho que é de 33%). A partir desse ponto, o volume desgastado começa a aumentar lentamente. É nessa região que se encontra a liga TFFCrMoB com FVC de 45% (Figura 60). Comparando os dados do presente trabalho com os resultados dos autores Zum Gahr e Doane (1980), foi realizada uma adaptação na figura 60. Observa-se que o desgaste das ligas TFFCrMo (em azul) e TFFCrMoB (em vermelho), apresentaram boa concordância com a referência consultada.

Figura 60 - Volume perdido em função da FVC (matriz martensítica) e a localização das ligas estudadas

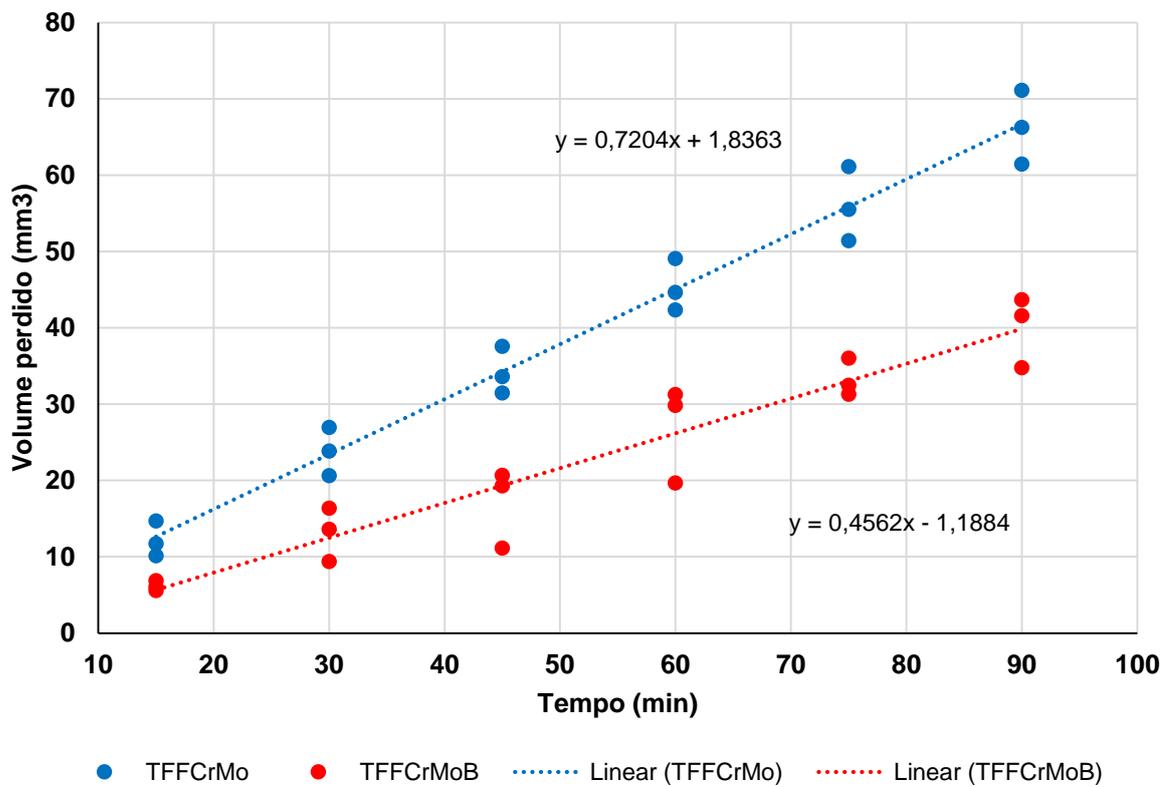


Fonte: Adaptada de Zum Gahr e Doane (1980).

O fato de a diferença entre as taxas de desgaste não ser muito grande (TFFCrMoB 13% maior que TFFCrMo) se deve à severidade do ensaio (foi utilizada uma carga de 130N). Ensaios com cargas mais altas, geralmente, dificultam a avaliação da resistência ao desgaste de ligas cuja diferença é um elemento de liga adicionado ou a diferença de teores de um certo elemento. Isso foi verificado no estudo que Penagos (2016) realizou sobre a resistência ao desgaste abrasivo (roda de borracha) de FFCr com adição de nióbio em diferentes teores. O ensaio com maior severidade não permitiu afirmar que houve um incremento da resistência ao desgaste abrasivo com a adição de teores diferentes de nióbio na liga.

O gráfico comparativo dos volumes perdidos de acordo com o tempo para as duas ligas (tratadas termicamente) em uma carga de 45N está apresentado na Figura 61.

Figura 61 - Curvas de volume perdido ao longo dos tempos de ensaio para cargas de 45N.



Fonte: Próprio autor.

Foram realizadas três réplicas de cada liga estudada. Então, os dados foram plotados no mesmo gráfico para que fosse realizada uma regressão linear para verificar se os dados possuíam uma linearidade. Para verificar se há relação linear entre as variáveis x (tempo) e y (volume perdido), foi realizada uma análise de variância (ANOVA). O resultado da análise mostrou, que para as duas ligas, há uma relação linear entre as variáveis (ver APÊNDICE 1).

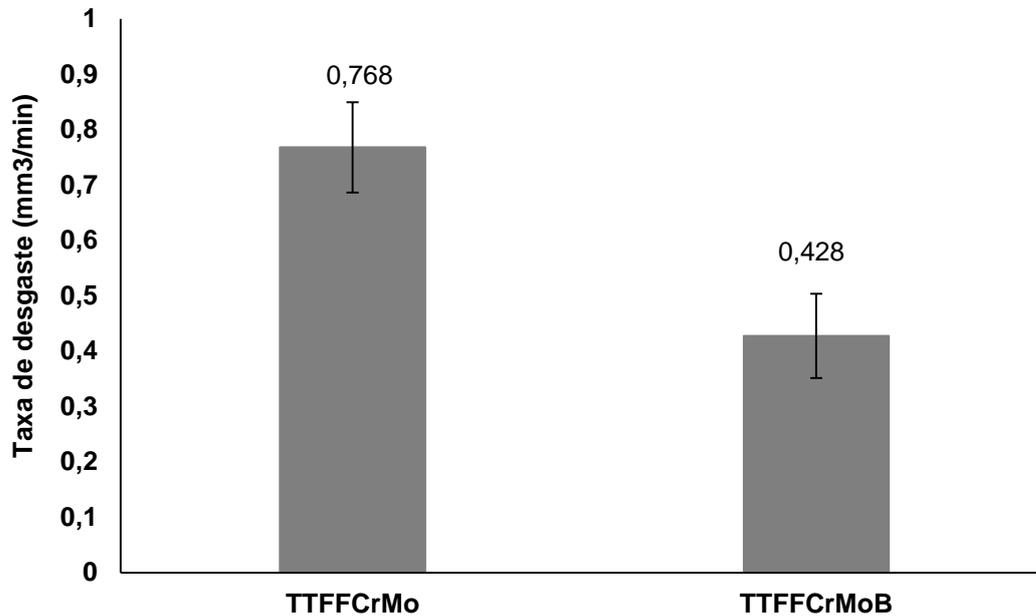
A equação da reta traz uma relação entre o volume desgastado e o tempo de ensaio, sendo assim, como a velocidade é constante para todos os ensaios, a inclinação da reta fornece uma informação muito importante quando se estuda o desgaste: a taxa de desgaste, que segundo Hutchings e Shipway (2017), pode ser calculada como a relação da variação da medida de desgaste (massa ou volume de material perdido) e a variação da exposição ao desgaste (distância de desgaste, massa de abrasivo impregnada, tempo e energia de atrito dissipada). A inclinação da reta indica que a

taxa de desgaste para a liga TFFCrMo é de $0,7204 \text{ mm}^3/\text{min}$, enquanto para a liga TFFCrMoB é de $0,4562 \text{ mm}^3/\text{min}$. Isso será verificado adiante.

Como há uma linearidade dos dados para as duas ligas, há dados suficientes para realização de uma análise estatística com o objetivo de comprovar que as taxas de desgaste foram estatisticamente diferentes para o ensaio com carga de 45N. O ensaio foi realizado nos tempos de 15, 30, 45, 60, 75 e 90 minutos. Então, há seis medidas de taxas de desgaste para cada amostra ensaiada (3 amostras), totalizando 18 medidas de taxas de desgaste. Na Figura 62 está apresentado o gráfico que compara as taxas de desgaste das amostras TFFCrMo e TFFCrMoB para essa condição de ensaio. Os valores das médias das taxas de desgaste para as amostras TFFCrMo e TFFCrMoB ($0,768$ e $0,428 \text{ mm}^3/\text{min}$, respectivamente) são muito próximos às inclinações das retas obtidas na regressão linear ($0,720$ e $0,456 \text{ mm}^3/\text{min}$, respectivamente), o que acontece devido à linearidade dos dados.

Os resultados da análise estatística, utilizando o Teste t para duas amostras diferentes, está representado na Tabela 16. Pode-se afirmar que as taxas de desgaste, para a condição de ensaio com carga de 45N, são diferentes, com significância de 95% (resistência ao desgaste da liga TFFCrMoB teve um ganho de 65% em relação à liga TFFCrMo). Como a taxa de desgaste é diferente para as ligas, o regime de desgaste também é diferente. Sendo assim, pode-se dizer que para a mesma severidade imposta, a liga TFFCrMo apresentou menor resistência ao desgaste (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Uma explicação para isso é que, apesar da liga TFFCrMoB ser hipereutética e possuir carbonetos de cromo grandes, estes não foram arrancados e nem sofreram fratura durante o ensaio de desgaste devido à menor severidade. Como os carbonetos aumentam a dureza da liga (907 HV50) e essa fica maior que a da liga eutética TFFCrMo (844 HV50), ela irá desgastar menos.

Figura 62 - Taxas de desgaste para os ensaios com 45N – TFFCrMo e TFFCrMoB.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 16 - Teste t para duas amostras diferentes – Comparação taxa de desgaste entre TFFCrMo e TFFCrMoB (com 95% de significância).

Análises	p-valor	α	Resultado
TFFCrMo e TFFCrMoB Taxa de desgaste	0,00	0,05	Diferentes

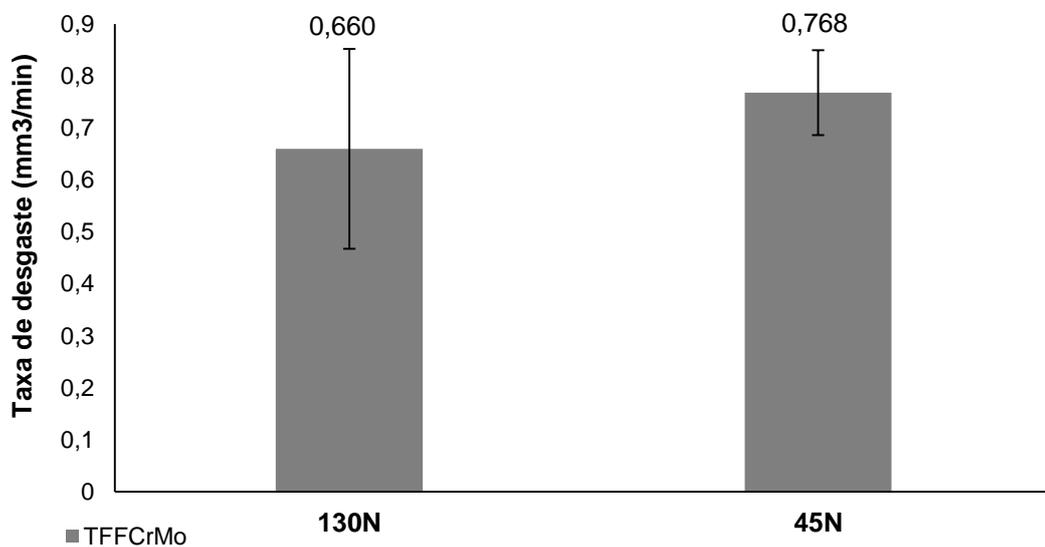
Fonte: Próprio autor.

O gráfico comparativo de taxa de desgaste entre os ensaios com 130N e 45N para as ligas tratadas termicamente está apresentado na Figura 63. Analisando a liga TFFCrMo, observa-se que os valores de taxa de desgaste para as duas condições de ensaio não apresentam grande diferença. No entanto, o ensaio com carga mais baixa apresentou uma taxa de desgaste um pouco maior, o que não era esperado, já que as outras condições de ensaio (além da carga), não foram alteradas. Não é possível provar estatisticamente que esses valores de taxa de desgaste são diferentes, devido ao pequeno número de réplicas para a carga de 130N (Norma ASTM G65).

As superfícies das áreas mais desgastadas da amostra TFFCrMo após os ensaios com carga de 130N e 30 minutos e 45N e 90 minutos podem ser observadas na Figura 64 e na Figura 65. A superfície desgastada para os dois ensaios apresentou características parecidas. É possível ver nas imagens, regiões mais escuras,

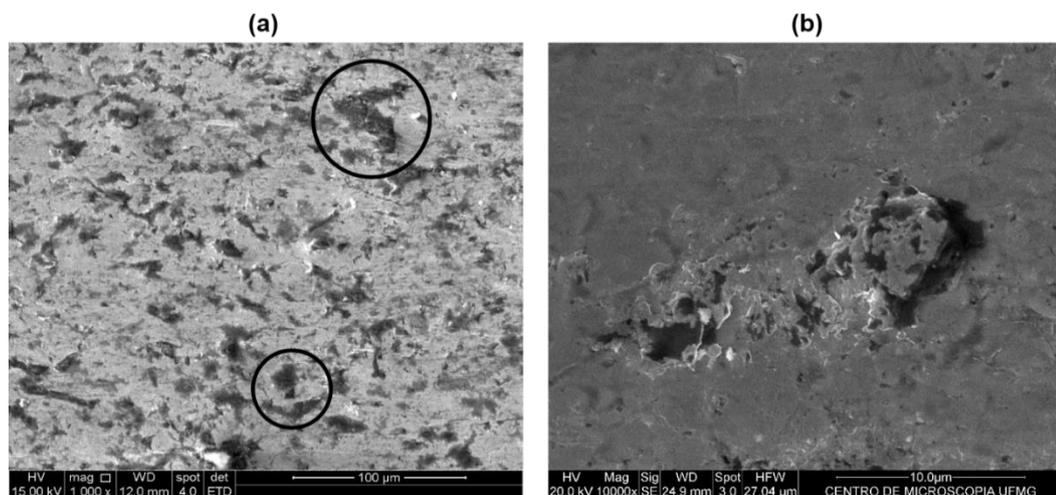
mostrando que houve um desgaste preferencial na matriz, deixando os carbonetos mais susceptíveis ao desgaste. Segundo Stachowiak e Batchelor (2006), essa característica é do micro mecanismo de desgaste denominado sulcamento, que envolve a deformação plástica repetida devido às barreiras, que, no caso das ligas estudadas, são os carbonetos. Na Figura 64 e na Figura 65, é possível ver um carboneto a ponto de ser arrancado.

Figura 63 - Taxas de desgaste para os ensaios com 45 e 130N - TFFCrMo.



Fonte: Próprio autor.

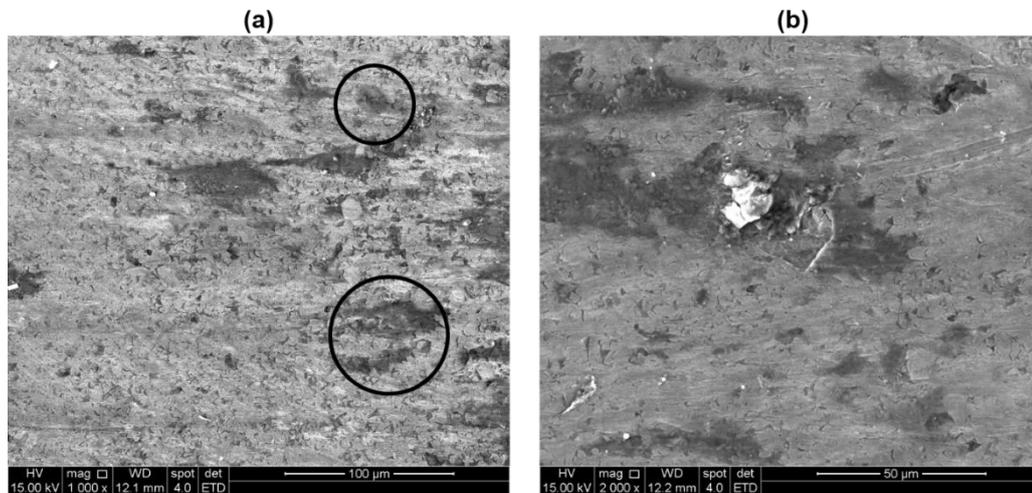
Figura 64 - MEV do ensaio de desgaste com carga de 130N e 30 min. TFFCrMo.



(a) Desgaste preferencial na matriz (circulados) e (b) carboneto a ponto de ser arrancado.

Fonte: Próprio autor.

Figura 65 - MEV do ensaio de desgaste com carga de 45N e 90 min. TFFCrMo.



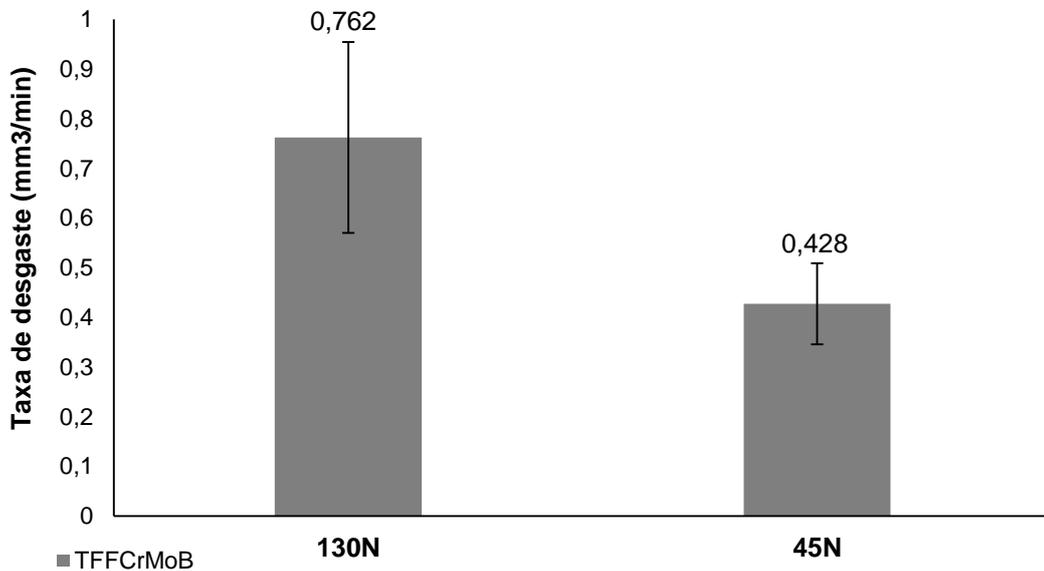
(a) Desgaste preferencial na matriz (circulados) e (b) carboneto a ponto de ser arrancado.

Fonte: Próprio autor.

Analisando a amostra TFFCrMoB (Figura 66), observa-se que os valores de taxa de desgaste para as duas condições de ensaio apresentam uma grande diferença. A taxa de desgaste para a carga mais alta foi maior, o que era esperado e foi observado por Penagos (2016) em seu estudo sobre desgaste abrasivo nos FFCr. Esse comportamento pode ser explicado pelo arrancamento dos carbonetos de cromo da liga, que acontece quando a carga do ensaio é mais alta e foi comprovado pela análise da superfície de desgaste obtida no MEV.

O arrancamento de carbonetos no ensaio roda de borracha com condições mais severas (carga de 130N) também foi observado no trabalho de Chang, Chen e LI (2010) que estudaram FFCr. Os autores atribuíram as crateras formadas às fraturas de carbonetos primários M_7C_3 (eles estudaram uma liga hipereutética, mas sem adição de boro) mesmo eles sendo mais duros que o abrasivo (SiO_2). Por outro lado, Yüksel e Sahin (2014) que estudaram FFCr com adição de boro e nióbio afirmam que a formação de crateras está relacionada à fricção do abrasivo com a matriz que é mais macia. O que, provavelmente, ocorre é uma junção das duas hipóteses, ou seja, o abrasivo desgasta a matriz deixando os carbonetos mais expostos. Como, nesse ensaio (mais severo), a carga é maior (130N), pode ocorrer a fratura e arrancamento dos carbonetos.

Figura 66 - Taxas de desgaste para os ensaios com 45 e 130N - TFFCrMoB.

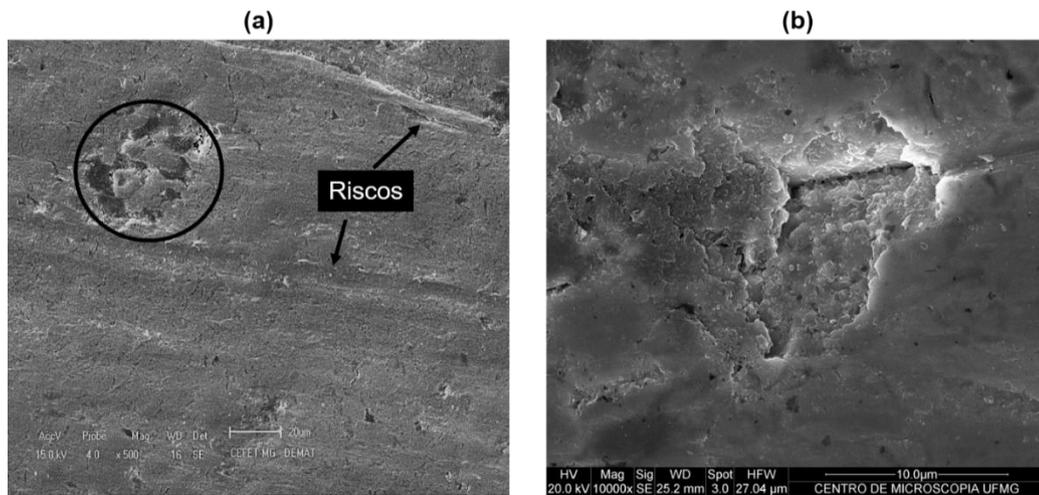


Fonte: Próprio autor.

A superfície da região mais desgastada para o ensaio com carga de 130 N e 30 minutos de ensaio para a amostra TFFCrMoB pode ser vista na Figura 67. Nessa condição de ensaio há sulcamento e um pouco de microcorte (riscos indicados por setas na Figura 67a). É possível ver regiões escurecidas indicando o desgaste preferencial da matriz, onde os carbonetos ficam mais evidenciados e, conseqüentemente, mais susceptíveis ao arrancamento. Sendo assim, essa condição de ensaio provocou o arrancamento de carbonetos que pode ser vista na Figura 67b.

A superfície de desgaste da amostra TFFCrMoB para o ensaio com carga de 45N e para o tempo total de 90 minutos pode ser vista na Figura 68. Por meio da imagem, é possível detectar que houve um sulcamento bem leve na superfície, que é mais homogênea, indicando que o desgaste foi mais brando. Há poucas regiões mais escuras indicando desgaste localizado da matriz (circulado na Figura 68). Nessa amostra também não foi observado arrancamento de carbonetos devido à baixa severidade do ensaio. Isso está de acordo com as taxas de desgaste obtidas para o ensaio que foram maiores quando, nas imagens da superfície, era observado arrancamento ou deslocamento de material.

Figura 67 - MEV do ensaio de desgaste com carga de 130N e 30 min. Amostra TFFCrMoB.



(a) Desgaste preferencial na matriz (circulados) e (b) carboneto a ponto de ser arrancado.
Fonte: Próprio autor.

Figura 68 - MEV do ensaio de desgaste com carga de 45N e 90 min. Amostra TFFCrMoB.



Círculo indica regiões um pouco mais desgastadas.
Fonte: Próprio autor.

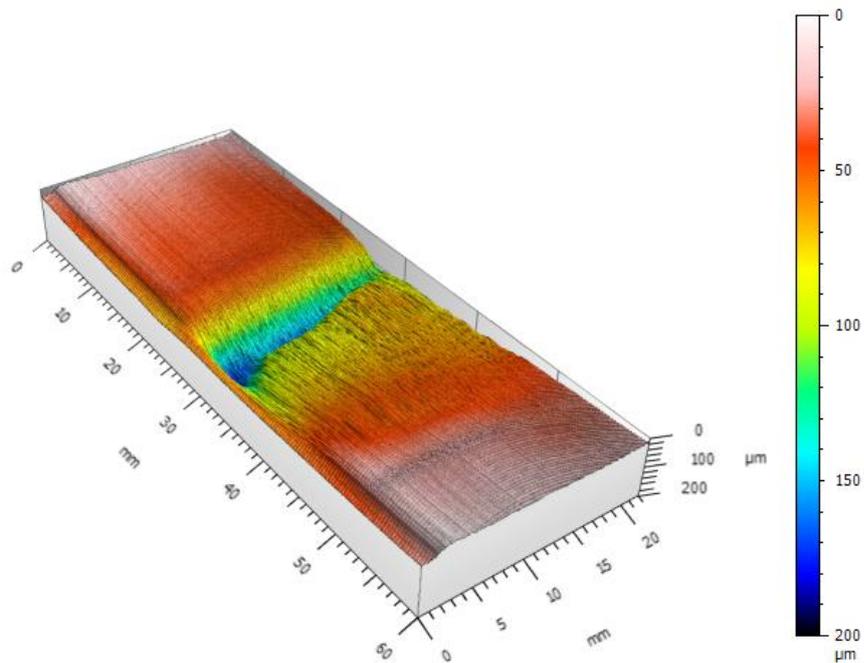
5.7.3 Perfilometria 3D

Os perfis tridimensionais das superfícies das amostras submetidas ao ensaio de desgaste para o ensaio de maior severidade (130N) estão apresentados na Figura 69 e na Figura 70. É possível observar que a região desgastada na amostra TFFCrMo é

menor que na amostra TFFCrMoB. A amostra TFFCrMo apresenta uma região de profundidade maior ($\sim 175\mu\text{m}$), porém, essa região não apresenta crateras e não compreende uma grande região da amostra. Na amostra TFFCrMoB há pequenas crateras ao longo da região desgastada, que é onde a profundidade é maior ($\sim 190\mu\text{m}$).

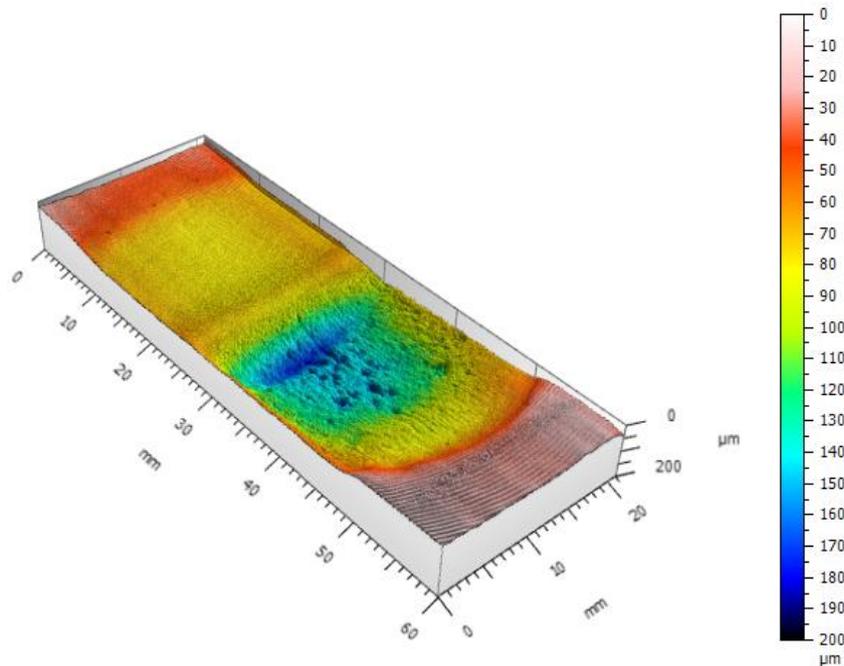
Apesar de não ter sido possível provar que as taxas de desgaste são estatisticamente diferentes ($0,660$ e $0,762 \text{ mm}^3/\text{min}$ para TFFCrMo e TFFCrMoB, respectivamente), essa análise está de acordo com o que foi visto no MEV (Figura 64 e Figura 67), e as duas juntas são uma evidência de que a taxa de desgaste da liga TFFCrMoB é maior que a da liga TFFCrMo.

Figura 69 - Perfil tridimensional da liga TFFCrMo após ensaio com carga de 130N e 30min.



Fonte: Próprio autor.

Figura 70 - Perfil tridimensional da liga TFFCrMoB após ensaio com carga de 130N e 30min.

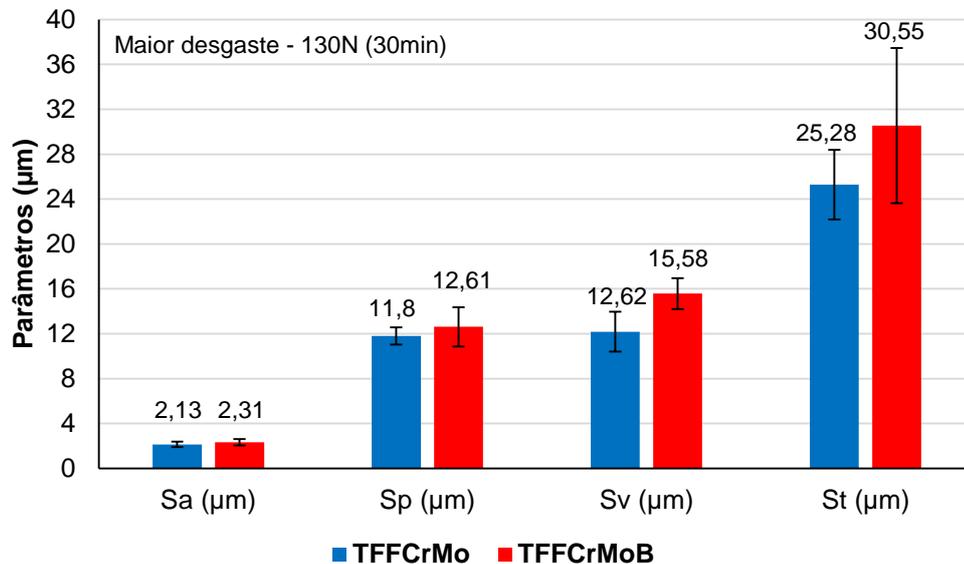


Fonte: Próprio autor.

Nas superfícies de desgaste é possível ver duas regiões diferentes. Uma externa, onde é possível ver as marcas de usinagem (região vermelha) e outra que é a região desgastada (azul e amarela). Foi realizado um tratamento de dados na região onde o desgaste é mais pronunciado (região azul) para extrair os parâmetros de amplitude S_a , S_p , S_v e S_t (Figura 71 e Figura 74). Esses parâmetros permitem avaliar a profundidade de picos e vales (S_p , S_v e S_t), assim como a rugosidade superficial (S_a).

A comparação dos parâmetros na região que sofreu maior desgaste está apresentada na Figura 71. Para que fosse possível comparar se houve ou não diferença entre as amostras em relação aos parâmetros, foi realizado um teste t para duas amostras diferentes com um nível de significância de 95% (Tabela 17). É possível observar que apenas o parâmetro S_v apresentou diferença entre as amostras, sendo TFFCrMoB a que apresentou maior valor. Como nos perfis tridimensionais foram observadas crateras, a profundidade máxima dos vales (S_v) foi maior. O fato de os demais parâmetros não apresentarem diferenças entre as amostras pode estar relacionado às taxas de desgaste que foram muito próximas (0,660 e 0,762 mm³/min), mas, ao mesmo tempo, o S_v maior para TFFCrMoB pode justificar o valor ligeiramente maior de taxa de desgaste.

Figura 71 - Parâmetros de amplitude na região de maior desgaste – Ensaio com carga de 130N e 30 min.



Fonte: Próprio autor.

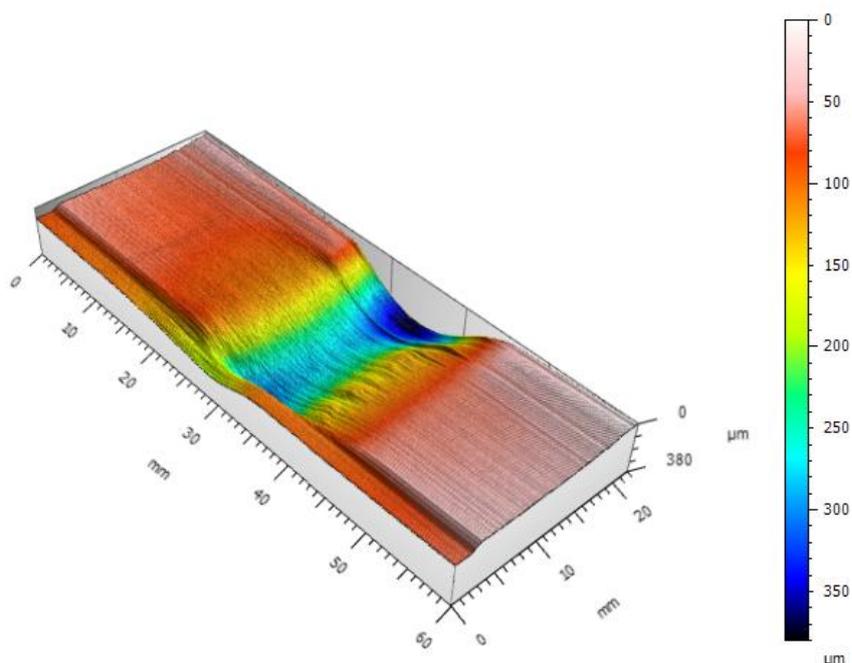
Tabela 17 - Teste t para duas amostras diferentes – Parâmetros tridimensionais TFFCrMo e TFFCrMoB (130N e 30 min).

	Parâmetro	p-valor	α	Resultado
Região de maior desgaste	Sa	0,324	0,05	Iguais
	Sp	0,363	0,05	Iguais
	Sv	0,005	0,05	Diferentes
	St	0,169	0,05	Iguais

Fonte: Próprio autor.

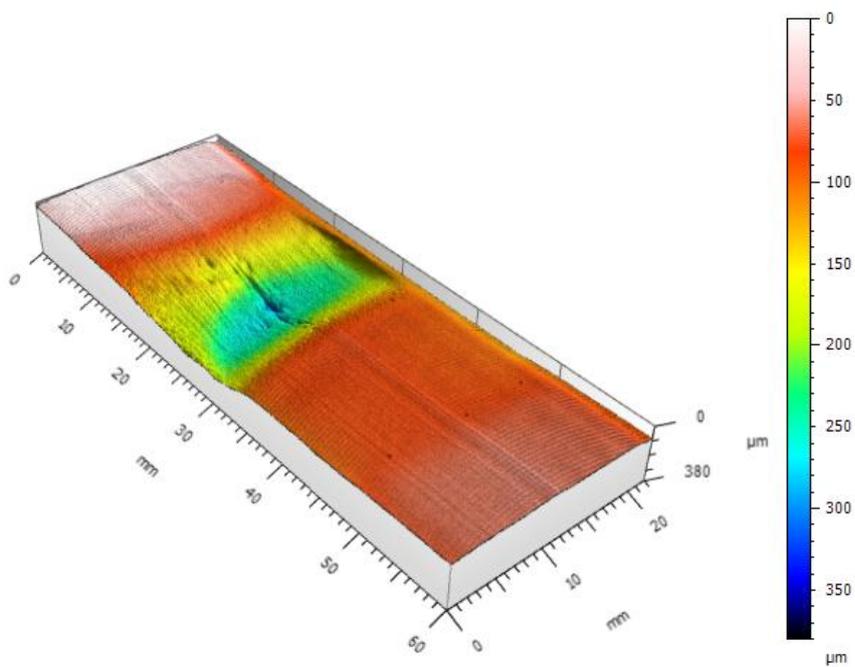
Os perfis tridimensionais das superfícies das amostras submetidas ao ensaio de desgaste de menor severidade (45N – 90min) estão apresentados na Figura 72 e na Figura 73. É possível observar que a profundidade da região desgastada na amostra TFFCrMo é maior, aproximadamente 350µm, enquanto a da amostra TFFCrMoB é de aproximadamente 250 µm e compreende uma pequena região da amostra. Essa análise está de acordo com o que foi visto no MEV (Figura 65 e Figura 68) e confirma que o desgaste da liga TFFCrMo nessa condição de ensaio é realmente maior que da liga TFFCrMoB, cujas taxas de desgaste são 0,768 e 0,428 mm³/min, respectivamente.

Figura 72 - Perfil tridimensional da liga TFFCrMo após ensaio com carga de 45N e 90min.



Fonte: Próprio autor.

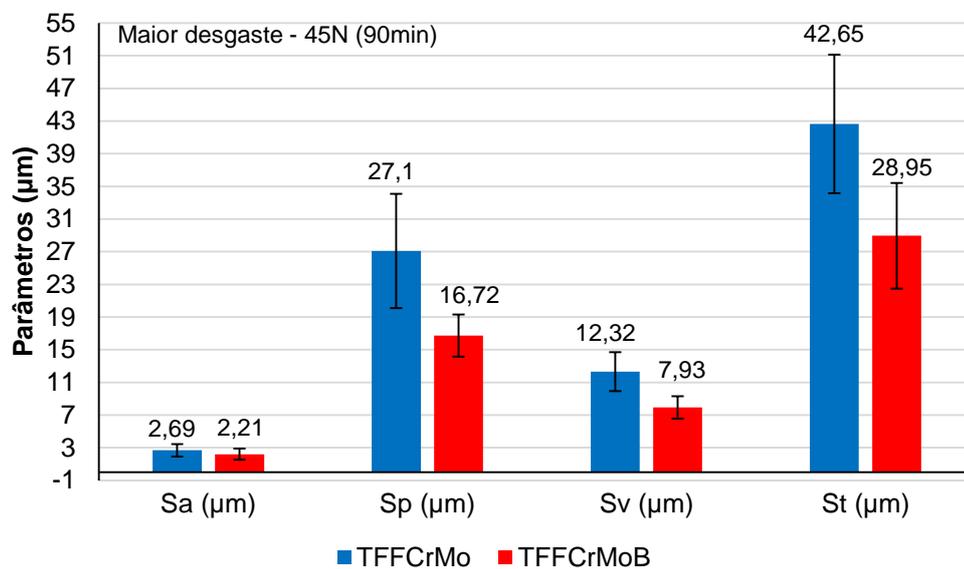
Figura 73 - Perfil tridimensional da liga TFFCrMoB após ensaio com carga de 45N e 90min.



Fonte: Próprio autor.

Os parâmetros de amplitude para a região desgastada em carga de 45N e 90 minutos de ensaio podem ser vistos na Figura 74. O teste t para duas amostras diferentes com significância de 95% está apresentado na Tabela 18. Pode-se observar que há uma diferença entre as amostras, somente no parâmetro de rugosidade (S_a) não há diferença. A amostra TFFCrMo apresentou valores maiores dos parâmetros S_p , S_v e S_t , indicando que o desgaste foi maior. Isso confirma, mais uma vez, os resultados de taxas de desgaste, MEV (Figura 65 e Figura 68) e o visualizado nos perfis tridimensionais.

Figura 74 - Parâmetros de amplitude na região de maior desgaste – Ensaio com carga de 45N e 90 min.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 18 - Teste t para duas amostras diferentes – Parâmetros tridimensionais TFFCrMo e TFFCrMoB (45N e 90 min).

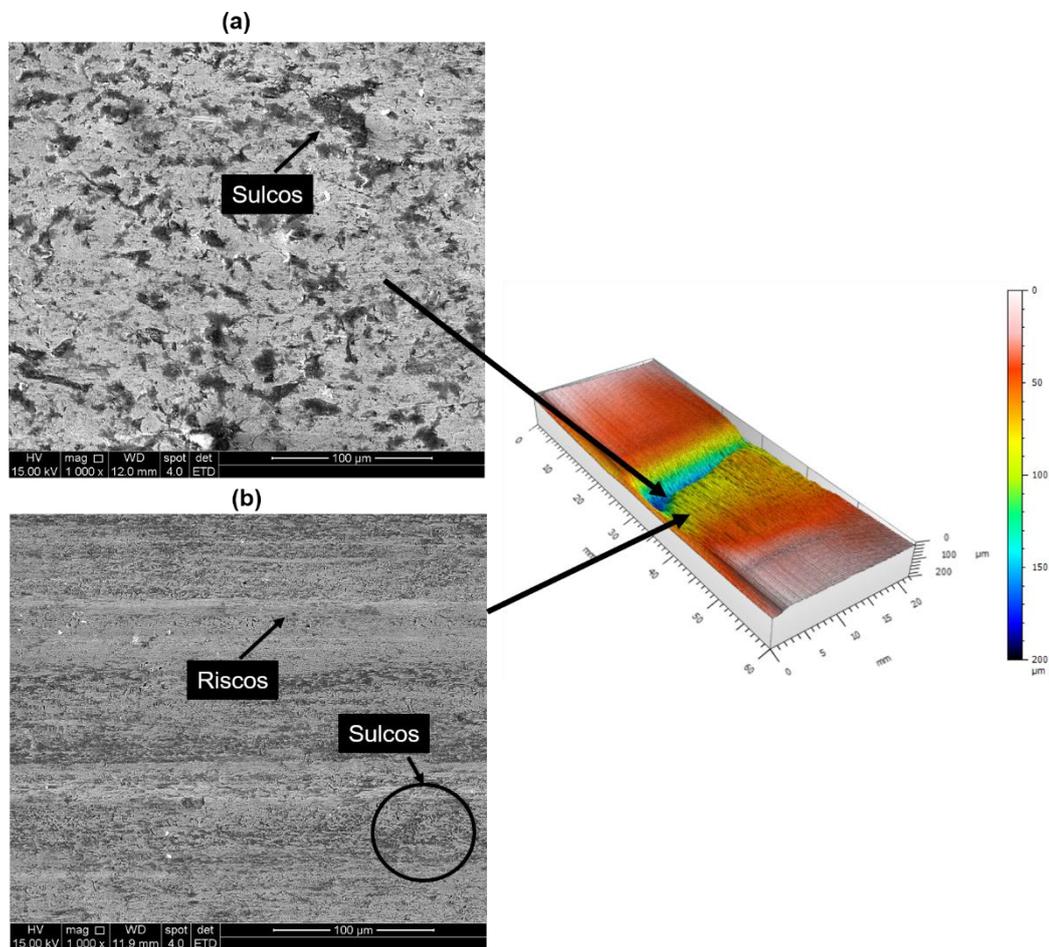
	Parâmetro	p-valor	α	Resultado
Região de maior desgaste	S_a	0,022	0,05	Iguais
	S_p	0,022	0,05	Diferentes
	S_v	0,009	0,05	Diferentes
	S_t	0,328	0,05	Diferentes

Fonte: Próprio autor.

Durante a realização do MEV da superfície de desgaste da amostra TFFCrMo, foi possível observar na região desgastada dois micro mecanismos de desgaste

diferentes. Relacionando essa análise com a perfilometria, chegou-se à conclusão de que na região amarelada do perfil tridimensional, havia microcorte (superfície orientada) e na região azul havia sulcamento. Provavelmente, na região azul ocorreu o primeiro ponto de contato, que inicialmente foi mais severo e depois foi abrandando. Isso explica o porquê de na parte mais superficial (região amarela) o desgaste ter sido mais severo (micro corte) (Figura 75 e Figura 76). Na região menos profunda da amostra do ensaio mais severo (130N), além do mecanismo de microcorte, há um pouco de sulcamento (Círculo da Figura 75b).

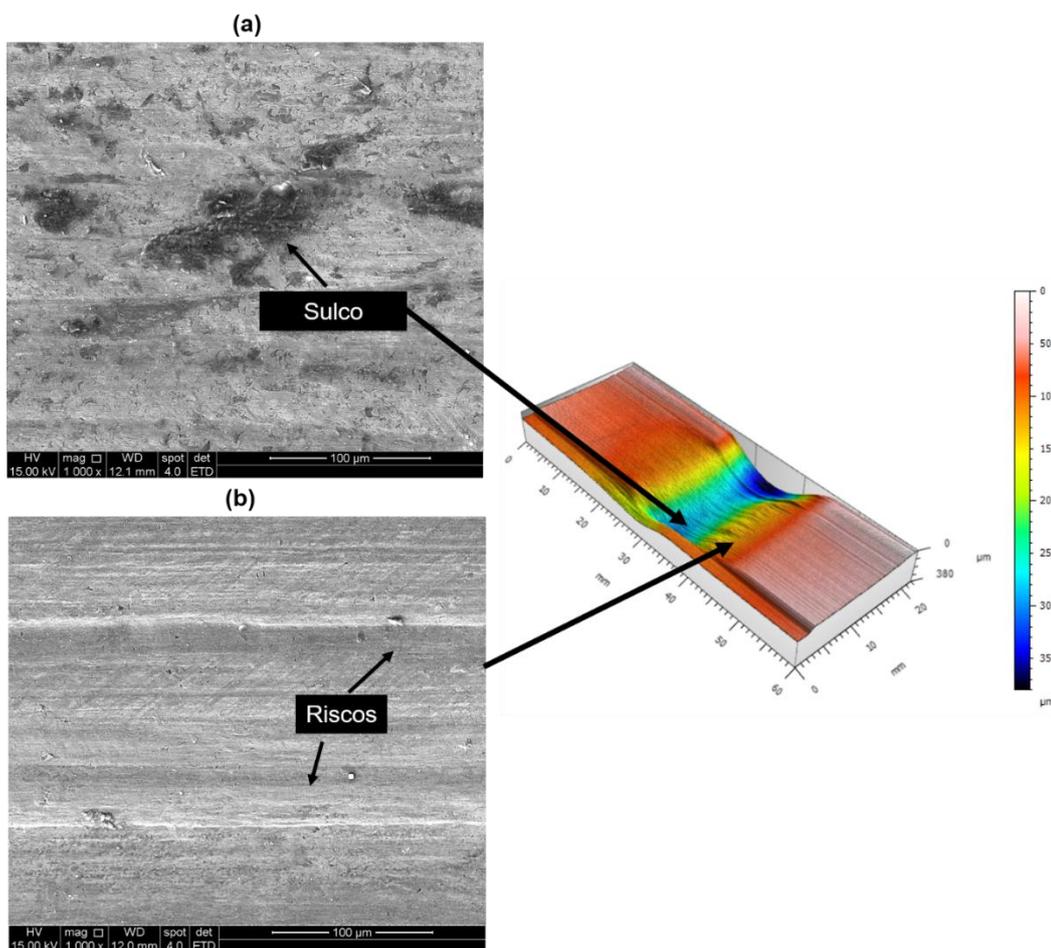
Figura 75 – Micromecanismos de desgaste nas regiões de desgaste – Ensaio com 130N e 30 minutos para TFFCrMo.



(a) Região mais profunda de desgaste (b) Região menos profunda de desgaste.

Fonte: Próprio autor.

Figura 76 – Micromecanismos de desgaste nas regiões de desgaste – Ensaio com 45N e 90 minutos para TFFCrMo.



(a) Região mais profunda de desgaste (b) Região menos profunda de desgaste.

Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÕES

A análise dos resultados nos permite chegar às seguintes conclusões:

- A composição das ligas obtidas após o processo de fundição estava de acordo com a composição desejada.
- A adição de boro promoveu uma matriz essencialmente martensítica, isto confirma que o boro aumentou a temperabilidade do ferro fundido branco de alto cromo.
- A liga com adição de 25%Cr e 0,99%Mo, sem adição de boro, apresentou uma microestrutura típica de um ferro fundido eutético, com formação de carbonetos eutéticos M_7C_3 e matriz austenítica e martensítica.
- A adição de boro favorece a obtenção de uma liga hipereutética, com formação de carbonetos primários M_7C_3 grandes, carbonetos eutéticos M_7C_3 e essencialmente martensítica com austenita retida.
- O FFCrMoB, obtido pela adição de 0,62% de boro na liga FFCrMo, levou a um aumento da dureza. Na liga bruta de fusão isso ocorre devido ao aumento da fração de carbonetos e na liga tratada termicamente, acontece também devido à matriz martensítica.
- Na condição severa de desgaste utilizando 130N e 30 min, a taxa de desgaste na liga com adição de boro foi ligeiramente maior.
- Na condição de severidade menor (45N) no teste de desgaste, a liga com adição de boro apresentou maior resistência ao desgaste. Este resultado sugere o uso desta liga em condições mais brandas de desgaste.
- A avaliação da resistência ao desgaste de um material depende, além de suas propriedades mecânicas e estruturais, das condições tribológicas a que o mesmo foi submetido.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1 Realizar ensaios de desgaste abrasivo roda de borracha em outras condições para avaliar melhor o comportamento do material:
 - Variar os tempos de 15 em 15 minutos até 90 minutos para a carga de 130N para verificar com detalhes o comportamento das ligas ao longo do tempo.
 - Realizar ensaios com areia de granulometria mais fina (100#) com as duas cargas (45 e 130N) e variando os tempos (15 em 15min até 90min) para verificar o comportamento das ligas.
- 2 Realizar ensaios de campo (aplicar placas de desgaste nos chutes de mineração) com as ligas para verificar se os ensaios realizados em laboratório representam bem a prática e para verificar se a adição de boro realmente foi benéfica para esse tipo de aplicação.
- 3 Variar os tratamentos térmicos das ligas para verificar se o desempenho frente ao desgaste abrasivo apresenta melhorias.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDEL-AZIZ, K.; EL-SHENNAWY, M.; OMAR, A.. Microstructural characteristics and mechanical properties of heat treated high-Cr hite cast iron alloys. **International Journal of Applied Engineering Research**. [S.I.], p. 4675-4686. Aug. 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A532-14**: standard specification for abrasion-resistant cast irons standard. West Conshohocken, 2014. 4p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G65**: standard test method for measuring abrasion using the dry sand/ rubber wheel apparatus. West Conshohocken, 2010. 13p.

ARNT, A. B. C; BERGMANN, C. P. Resistência ao desgaste abrasivo à base de alumina (Al_2O_3), zircônia/ítria ($ZrO_2-Y_2O_3$) e carbeto de tungstênio/cobalto (WC-Co (12%)), obtidos pela técnica de aspersão térmica. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CERÂMICA, 43., 1999, Florianópolis. **Anais...** Florianópolis: 1999. p. 1-11.

BAYER, Raymond G.. **Mechanical wear fundamentals and testing, revised and expanded mechanical engineering**.2. ed. [S.I.]: Crc Press, 2004. 402 p.

CHANG, Chia-ming; CHEN, Yen-chun; WU, Weite. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy. **Tribology International**, [S.I.], v. 43, n. 5-6, p.929-934, May 2010. Elsevier BV.

CHEN, Xiang; LI, Yanxiang. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron. **Materials Science And Engineering: A**, [S.I.], v. 528, n. 2, p.770-775, Dec. 2010.

ÇÖL, Mustafa et al. The role of boron content in high alloy white cast iron (Ni-Hard 4) on microstructure, mechanical properties and wear resistance. **Wear**, [S.I.], v. 348-349, p.158-165, Feb. 2016. Elsevier BV.

CORREA, R. et al. Effect of boron on the sliding wear of directionally solidified high-chromium white irons. **Wear**, [S.I.], v. 267, n. 1-4, p.495-504, June. 2009.

CORREA, Edmilson Otoni et al. Thermodynamic simulation as an assistant tool in the development of iron based hardfacing materials. **Materials Research**, [S.I.], v. 10, n. 3, p.315-319, Sep. 2007

CHUNG, R.j. et al. Microstructure refinement of hypereutectic high Cr cast irons using hard carbide-forming elements for improved wear resistance. **Wear**, [S.I.], v. 301, n. 1-2, p.695-706, Apr. 2013.

DEMELLO, J. D. B.. Solidification and solid state transformations during cooling of chromium-molybdenum white cast irons. **Metallurgical Transactions A**, [S.I.], v. 14, n. 9, p.1793-1801, 1983.

DOGAN, O.N; HAWK, J.A.; LAIRD II, G. Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white iron. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [S.I.], p.388-400, 1997.

FANG, L., RAO, Q. e ZHOU, Q. In: CONFERENCE WEAR OF MATERIALS, April 1987, Houston, TX. **Proceedings...** Houston: ASME, 1987, p.733-741.

FISCHER-CRIPPS, A. C., Critical review of analysis and interpretation of nanoindentation test data. **Surface and Coating Technology**, [S.I.], v. 200, p. 4153-4165, Jan. 2006.

FULCHER, J.K.; KOSEL, T.H.; FIORE, N.F. The effect of carbide volume fraction on the low stress abrasion resistance of high Cr-Mo white cast irons. **Wear**, [S.I.], v. 84, n. 3, p.313-325, Feb. 1983. Elsevier BV.

GATES, J.D. Two-body and three-body abrasion: a critical discussion. **Wear**, [S.I.], v. 43, n. 214, p.139-146, Mar. 1998.

GOODHEW, Peter J.; HUMPHREYS, John; BEANLAND, Richard. **Electron microscopy and analysis**. 3. ed. Nova Iorque: Taylor e Francis, 2001. 251 p.

HUTCHINGS, Ian; SHIPWAY, Philip. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. London: Edward Arnold, 2017. 273 p.

IMURAI, S. et al. Effects of Mo on microstructure of as-cast 28wt.% Cr–2.6wt.% C–(0–10) wt.% Mo irons. **Materials Characterization**, [S.I.], v. 90, p.99-112, Apr. 2014. Elsevier BV.

IZCILER, M; ÇELIK, H. Two- and three-body abrasive wear behaviour of different heat-treated boron alloyed high chromium cast iron grinding balls. **Journal of Materials Processing Technology**, [S.I.], v. 105, n. 3, p.237-245, Sep. 2000.

JACUINDE, A. Bedolla; RAINFORTH, W.m.. The wear behaviour of high-chromium white cast irons as a function of silicon and Mischmetal content. **Wear**, [S.I.], v. 1648, n. 43, p.449-461, Jul. 2001.

JACUINDE, A. Bedolla A.; ARIAS, L.; HERNÁNDEZ, B. Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 12, n. 4, p. 371-382, 2003.

JACUINDE, A. Bedolla; MEJÍA, I.; VERDUZCO, Jorge. Abrasive wear of boron-added high-chromium white irons. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TRIBOLOGY IN MANUFACTURING PROCESSES, 4., 2010, Nice. **Anais...Nice: Ictmp**, 2010.

JENIKE (2018). Transfer chutes. Jenike. **Bulk Material Engineering**. Disponível<
<http://jenike.com/engineering/transfer-chutes/>>. Acesso em: Fev.2018

KASAMA, A.h. et al. Resistência ao desgaste de ferro fundido branco alto cromo conformado por spray. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E

CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 15., 2002, Natal. **Anais...** . Natal: CBCIMAT, 2002. p. 3789 - 3794.

KUNG, C. Y.; RAYMENT, J. J.. An examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of Ms temperature. **Metallurgical Transactions A**, [S.l.], v. 13, n. 2, p.328-331, Feb. 1982. Springer Nature.

LAIRD, G.; POWELL, G.L.F.. Solidification and solid-state transformation mechanisms in Si alloyed high-chromium white cast irons. **Metallurgical Transactions A**, [S.l.], v. 24, n. 1, p.981-988, 1993.

LEITE, Ricardo Vinícius de Melo; MARQUES, Paulo Villani. Estudo comparativo da resistência ao desgaste abrasivo do revestimento de três ligas metálicas utilizadas na indústria, aplicadas por soldagem com arames tubulares. **Soldagem Insp**, São Paulo, v. 14, n. 4, p.329-335, dez. 2009.

LIU, Zhongli et al. Effect of chromium on microstructure and properties of high boron white cast iron. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [S.l.], v. 39, n. 3, p.636-641, 23 Jan. 2008.

METSO (2011). Wear parts application guide. METSO. **Mining and Construction Technology**. Disponível<<http://www.metso.com/>>. Acesso em: Nov.2017

NARODNITSKII, D. B.. Effect of boron on the phase composition of high-chromium white cast irons. **Metallovedenie I Termicheskaya Obrabotka Metallov**, [S.l.], v. 1, n. 8, p.24-26, Aug. 1980.

NORMAN, T.E et al. A review of materials for grinding mill liners. In: SYMPOSIUM MATERIALS FOR THE MINING INDUSTRY VAIL, 1., 1974, Colorado. **Proceedings...** . Colorado: Climax Molybdenum Company, 1974. p. 207 - 218.

NOVELLI, Luciano Alves. **Contribuição aos estudos dos mecanismos de interação das partículas abrasivas com as microestruturas de ferros fundidos em processo de desgaste**. 2004. 90 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2004.

OLIVEIRA, Cláudio Gonçalves de. **Desenvolvimento e caracterização de liga de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio para uso em mineração**. 2015. 159 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

OLIVEIRA JÚNIOR, Reinaldo Borges de. **Avaliação do efeito de modificações superficiais a plasma no desempenho do aço AISI 316 frente ao desgaste e corrosão**. 2011. 236 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2011.

ORTEGA, Pedro; BERNARDINI, P. A. N.; TORRES, Luis Augusto. Otimização do tratamento térmico de desestabilização do ferro fundido branco de alto cromo classe

II D usado em moinhos rolo sobre pista de usinas termoelétricas. In: CITENEL, 2007, Florianópolis. **Anais...** Citenel, 2007.

ORTEGA-CUBILLOS, Patricia et al. Wear resistance of high chromium white cast iron for coal grinding rolls. **Revista Facultad de Ingeniería Universidad de Antioquia**, [S.I.], n. 76, p.134-142, Dec. 2015. Universidad de Antioquia.

PRASAD, S.v.; KOSEL, T.h..A study of carbide removal mechanisms during quartz abrasion. **Wear**, [S.I.], v. 5, n. 92, p.253-268, May. 1983.

PENAGOS, J.j. et al. Structure refinement effect on two and three-body abrasion resistance of high chromium cast irons. **Wear**, [S.I.], v. 340-341, p.19-24, Out. 2015. Elsevier BV.

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

PETROVIĆ, Stankam Tomović-; MARKOVIĆ-, Srdan V.; ZEC, Slavica. The effect of boron on the amount and type of carbides in chromium white irons. **Journal of the Serbian Chemical Society**. Belgrade, p. 697-707. June. 2002.

PETROVIĆ, Stankam Tomović-; MARKOVIĆ-, Srdan V.; ZEC, Slavica.. The effect of boron on the stereological characteristics of the structural phases present in the structure of the 13% Cr white iron. **Journal of Materials Science**, [S.I.], v. 2461, n. 22, p.3263-3268, Apr. 2003.

RABINOWICZ, E. et al. Study of abrasive wear under three-body conditions. **Wear**, [S.I.], v.4, p.345-355, 1961.

RADZIKOWSKA, Janina M.. Metallography and microstructures of cast iron. In: VOORT, George F. Vander. **ASM Handbook: metallography and microstructures**. Ohio: ASM International, 2004. Cap. 4. p. 565-587.

REBELLO, J.M.A. & PARANHOS, P. & LARA, J.A.C. & GUIMARÃES, A. S. Resistência ao desgaste por abrasão, dureza e microestrutura de revestimentos duros depositados por arco submerso. In: **ABS ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM**, XIII, 1987. Anais...1987,p. 87-101.

RIBEIRO, Rubens. **Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos soldados do tipo Fe-C-Cr utilizados na indústria sucroalcooleira**. 2004. 104 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2004.

SHEN, J.; ZHOU, Q.d.. Solidification behaviour of boron-bearing high chromium cast iron and the modification mechanism of silicon. **Cast Metals**, [S.I.], v. 1, n. 1, p.79-85, 1988.

SILVA, Ernane Rodrigues da. **Aula 4:** Belo Horizonte: CEFET-MG, 2016. 30 slides, color.

STACHOWIAK, Gwidon; BATCHELOR, Andrew W. **Engineering tribology**. 3. ed. [S.l.]: Elsevier, 2006. 832 p.

TABRETT, Christopher P. Microstruture-property relationships in high chromium white iron alloys. **International Materials Reviews**, v.41, n.2, p.59-82, 1997.

TOZETTI, Karla Dubberstein. **Efeito da carga e do tamanho do grão abrasivo no desgaste do ferro fundido branco 19,9% cromo e 2,9% carbono**. 2013. 78 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2013.

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**, [S.l.], v. 229, n. 225, p.205-214, May. 1999.

XING, J.; LU, W. ; WANG, X. an investigation on the wear resistance of high chromium cast iron. In: CONFERENCE WEAR OF MATERIALS, April 1983, Reston, VA. **Proceedings...** Reston: ASME, 1983, p.45-61.

XU, L.; VOSE, C.; STJOHN, D.. Abrasive wear study of selected white cast irons as liner materials for the mining industry. **Wear**, [S.l.], v. 164, n. 162, p.820-832,1993.

YÜKSEL, N.; ŞAHIN, S.. Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys. **Materials & Design**, [S.l.], v. 58, p.491-498, June. 2014. Elsevier BV.

ZEYTIN, Havva Kazdal et al. Effect of boron and heat treatment on mechanical properties of white cast iron for mining application. **Journal of Iron and Steel Research: International**. Stanbul, p. 31-39. Aug. 2011.

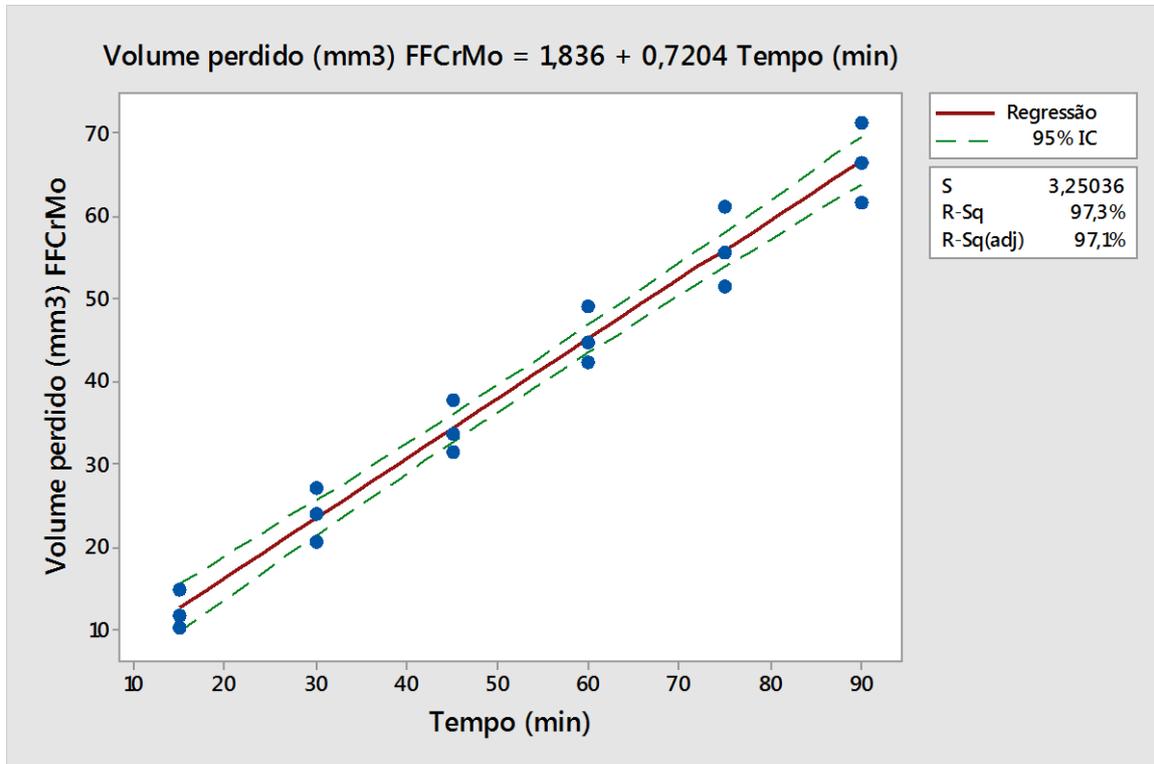
ZUMELZU, E et al. Wear and corrosion behaviour of high-chromium (14–30% Cr) cast iron alloys. **Journal of materials processing technology**, [S.l.], v. 128, n. 1-3, p.250-255, Oct. 2002. Elsevier BV. Disponível <[http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136\(02\)00458-2](http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136(02)00458-2)>. Acesso em: 10 nov. 2017.

ZUM GAHR, K.H.; DOANE, D.V. Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast Irons. **Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white Cast Irons**, [S.l.], v., n. 11, p.613-620, Oct. 1980.

ZUM GAHR, K.h.; ELDIS, G.t.. Abrasive wear of white cast irons. **Wear**, [S.l.], v. 64, n. 5, p.175-194, July. 1980.

APÊNDICE I: Análise de variância (ANOVA) da regressão linear para ensaio de desgaste por roda de borracha (carga 45N e 90 minutos)

Volume perdido (mm³) x Tempo (min) - TFFCrMo



Fonte: Próprio autor.

Análise de variância (com 95% de significância) - TFFCrMo

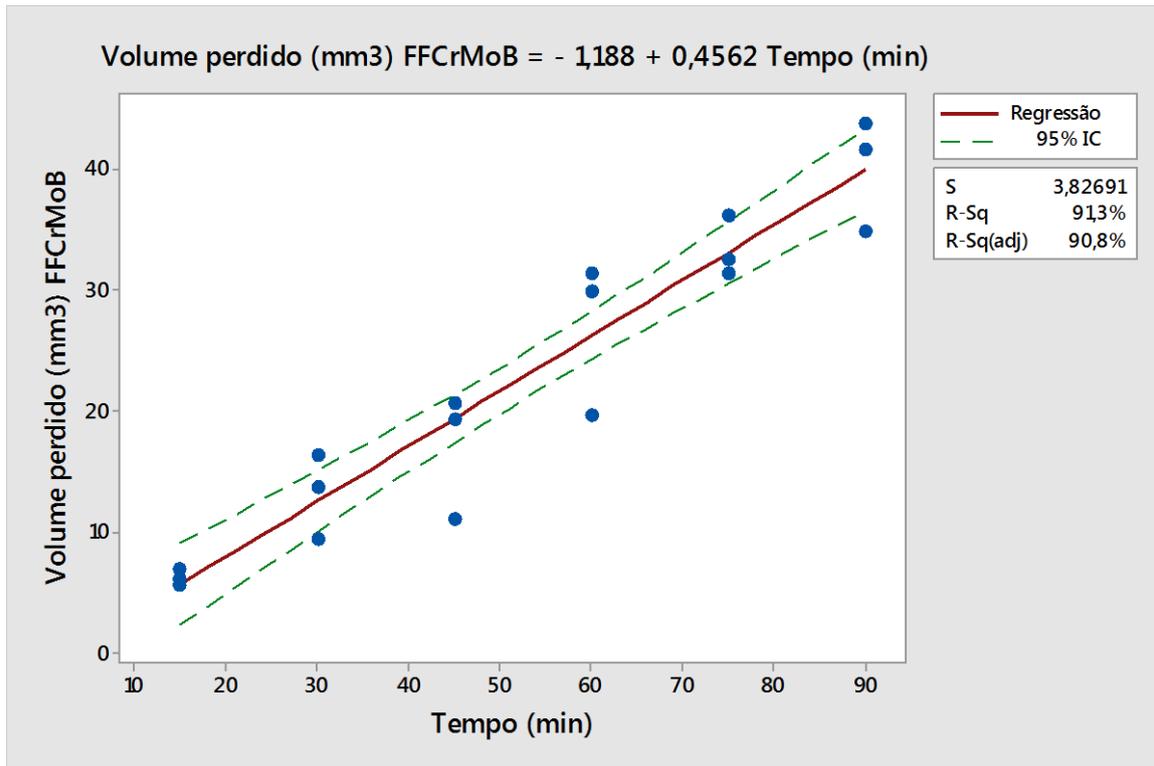
	GL	SS	MS	F	P
<i>Regressão</i>	1	6129,88	6129,88	580,21	0,000
<i>Erro</i>	16	169,04	10,56		
<i>Total</i>	17	6298,92			

Fonte: Próprio autor.

Ho: $\beta_1 = 0$

H1: $\beta_1 \neq 0$

Como p-valor é igual a zero, rejeita-se Ho. Sendo assim, conclui-se que **HÁ** uma relação linear entre as variáveis X (tempo) e Y (volume desgastado).

Volume perdido (mm³) x Tempo (min) - TFFCrMoB

Fonte: Próprio autor.

Análise de variância (com 95% de significância) - TFFCrMoB

	GL	SS	MS	F	P
<i>Regressão</i>	1	2458,17	2458,17	167,85	0,000
<i>Erro</i>	16	234,32	14,65		
<i>Total</i>	17	2692,49			

Fonte: Próprio autor.

H₀: $\beta_1 = 0$

H₁: $\beta_1 \neq 0$

Como p-valor é igual a zero, rejeita-se H₀. Sendo assim, conclui-se que **HÁ** uma relação linear entre as variáveis X (tempo) e Y (volume desgastado).