

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Tese de Doutorado

Adição de elementos de liga (Boro e Nióbio) em Ferro Fundido Branco Alto Cromo: uma análise comparativa do ganho de resistência ao desgaste abrasivo versus custo

Autor: Cláudio Gonçalves de Oliveira

Orientadora: Geralda Cristina Durães de Godoy

Coorientadora: Ivete Peixoto Pinheiro

Setembro/2020

Cláudio Gonçalves de Oliveira

Adição de elementos de liga (Boro e Nióbio) em Ferro Fundido Branco Alto
Cromo: uma análise comparativa do ganho de resistência ao desgaste abrasivo
versus custo

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito para obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientadora: Geralda Cristina Durães de Godoy

Coorientadora: Ivete Peixoto Pinheiro

Belo Horizonte
Universidade Federal de Minas Gerais
Escola de Engenharia

2020

O48a	<p>Oliveira, Cláudio Gonçalves de. Adição de elementos (Boro e Nióbio) em ferro fundido branco alto cromo [recurso eletrônico]: uma análise comparativa do ganho de resistência ao desgaste abrasivo versus custo / Cláudio Gonçalves de Oliveira. – 2020. 1 recurso online (161 f. : il., color.) : pdf.</p> <p>Orientadora: Geralda Cristina Durães de Godoy. Coorientadora: Ivete Peixoto Pinheiro.</p> <p>Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Bibliografia: f. 156-161. Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Boro – Teses. 3. Desgaste abrasivo – Teses. 4. Ferro fundido – Teses. 5. Nióbio – Teses. 6. Tribologia – Teses. I. Godoy, Geralda Cristina Durães de. II. Pinheiro, Ivete Peixoto. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU: 669(043)</p>
------	---



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
 Programa de Pós-Graduação em Engenharia
 Metalúrgica, Materiais e de Minas



Tese intitulada "**Adição de Elementos de Liga (boro e Nióbio) em Ferro Fundido Branco Alto Cromo: uma Análise Comparativa do Ganho de Resistência ao Desgaste Abrasivo Versus Custo**", área de concentração: Ciência e Engenharia de Materiais, apresentada pelo candidato **Cláudio Gonçalves de Oliveira**, para obtenção do grau de Doutor em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, aprovada pela comissão examinadora constituída pelos seguintes membros:

Profª Geralda Cristina Durães de Godoy
 Orientadora - Drª (UFMG)

Profª Iyete Peixoto Pinheiro Silva
 Coorientadora - Drª (CEFET/MG)

Prof. José Daniel Biasoli Mello
 Dr. (UFU)

Prof. André Paulo Tschiptschin
 Dr. (USP)

Marília Mendonça de Lima
 Drª (V&M Brasil S.A.)

Prof. Marcelo Araújo Câmara
 Dr. (UFMG)

MAURICIO WAINERAICH SCAL:33080607791 Assinado de forma digital por MAURICIO WAINERAICH SCAL:33080607791
 Dados: 2020.10.09 11:33:51 -03'00'

Engº. Maurício Waineraich Scal
 M.Sc. (M.Sc. Consultor Técnico Sênior)

Prof. Rodrigo Lambert Oréfice
 Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia
 Metalúrgica, Materiais e de Minas/UFMG

Belo Horizonte, 23 de setembro de 2020

AGRADECIMENTOS

Para chegar à conclusão deste trabalho não caminhei sozinho! Diversas foram as contribuições recebidas e, embora correndo o risco de esquecer de agradecer a algumas delas, arrisco-me aqui a expressar os meus agradecimentos:

A Deus, pela saúde, determinação e perseverança que não me deixaram desistir, mesmo nos momentos de grandes dificuldades.

Aos meus pais Geraldo e Maria das Graças - exemplos de caráter, esforço, garra e retidão -, agradeço pela vida, pelo apoio constante, pelos conselhos oportunos, orações cotidianas e toda sorte de ajuda que sempre me dão.

Ao meu amor Giulliana Serafim pela compreensão, amizade, apoio e carinho.

À minha filha Laura, melhor pedaço de mim.

Às minhas irmãs Cláudia e Édila, exemplo de força, perseverança, serenidade e carinho.

À Professora Cristina Godoy, pelos ensinamentos, orientação, parceria e apoio. Serei eternamente grato!

À professora Ivete Peixoto, pela coorientação e auxílio durante a realização deste trabalho.

A profissional Edna Fernandes pelo incentivo e acompanhamento.

Aos companheiros de pesquisa, Dimas Pacheco, Loudiana Mosqueira e Mario Bueno que compartilharam essa difícil missão.

Ao Eng. Maurício Scal pelas grandes contribuições na análise do custo-benefício da pesquisa e simulação do ThermoCalc.

Ao Gustavo Henrique Godinho pela contribuição e grande ajuda na realização da análise estatística.

Ao amigo Márcio Araújo pela contribuição no desenvolvimento do projeto da placa de teste em campo.

Aos alunos, Laura Lima, Gabriel Morais e Anderson Jr. que contribuíram em parte da realização nos ensaios do laboratório de tribologia.

A todos os professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da UFMG, pelo aprendizado proporcionado.

Aos doutores Jose Jimmy Penagos e Marília Lima pela contribuição durante a qualificação da tese.

À técnica do laboratório de Microscopia Eletrônica do DEMET-UFMG, Patrícia Azevedo, pelo suporte e ensinamentos.

Aos professores Carlos e Ernane do Centro Federal de Tecnologia de Minas Gerais CEFET-MG, pela contribuição nos ensaios de Desgaste Roda de Borracha.

A secretária Maria Aparecida Pacheco, do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da UFMG, pela atenção e colaboração.

Aos amigos: Josias (amigo pra o que der e vier!) e Cristiano (Metalúrgica Soares) pela atenção e colaboração.

As Mineradoras Gerdau e Anglo American por terem possibilitado a realização dos testes em campo.

Ao Gabriel Valeriano da Valtec Ferramentaria por ter viabilizado a realização da usinagem por eletroerosão das amostras do teste de campo.

A Valentina e Gabriel pela ajuda na formatação das figuras.

E a todos, que direta ou indiretamente, colaboraram para a realização deste trabalho, meu muito obrigado!

Deus abençoe a todos!

RESUMO

Em se tratando de mineradoras, o desgaste abrasivo é causa de problemas operacionais e gera custos elevados. Os ferros fundidos branco alto cromo têm sido amplamente utilizados na mineração, por ser uma classe de materiais altamente resistente à abrasão com uma boa relação custo-benefício. Para reduzir o desgaste dos materiais nos chutes de transferência de minério de ferro da mineração, buscam-se materiais de alta resistência ao desgaste abrasivo por meio de mudanças na composição química e / ou tratamentos térmicos e, frequentemente, o aumento do custo não é considerado. Neste estudo, a resistência ao desgaste abrasivo de quatro ligas de ferro fundido branco de alto cromo (25,0%Cr e 3,0%C) com adição de boro e / ou nióbio foi avaliada por meio de ensaios laboratoriais de desgaste abrasivo em roda de borracha, segundo a Norma ASTM G65 e, por meio de ensaios industriais com placas de teste inseridas em posições estratégicas ao longo da transferência de minério de ferro. Uma análise estatística dos resultados dos ensaios de abrasão por roda de borracha em laboratório, usando uma técnica mais avançada de modelamento linear conhecida como modelamento multivariado marginal, nos indicou procedimentos adequados para testar materiais no campo e obter resultados mais confiáveis na seleção de materiais para uso em mineração de minério de ferro. Os resultados estatísticos indicaram para as ligas de ferro fundido branco alto cromo, com e sem nióbio, que a variação da granulometria do abrasivo tem maior influência na resistência ao desgaste medida pela perda volumétrica durante o desgaste. Por outro lado, para as ligas com adição de boro, a intensidade da força aplicada tem maior influência na perda volumétrica acumulada (em mm³). A resistência ao desgaste abrasivo das quatro ligas foi avaliada em testes de campo por meio de duas aplicações: chute de transferência e alimentador de correia. Essas duas aplicações se diferem essencialmente na severidade do desgaste, severa e branda respectivamente. Os resultados obtidos no campo estão de acordo com as conclusões apontadas pela análise estatística. Em severidade alta, as ligas com adição de boro tiveram o pior desempenho quanto a perda volumétrica por desgaste. Em severidade branda, essas ligas se apresentaram com melhor desempenho. Um novo parâmetro, custo de reposição relativo (RRC), foi desenvolvido e propõe avaliar o ganho de resistência ao desgaste relativo ao aumento no custo da liga. Concluiu-se que a adição de nióbio não se justificou economicamente nem demonstrou significativo ganho de

resistência à abrasão. A adição de boro foi considerada benéfica para aplicações industriais onde se tem severidade branda, no processo de desgaste. Quando as condições de severidade foram altas, a adição seja de nióbio ou de boro em ligas de ferro fundido branco de alto cromo não se justificou economicamente relativo ao ganho de resistência ao desgaste abrasivo, em se tratando do abrasivo minério de ferro.

Palavras-chave: tribologia, desgaste abrasivo, ferro fundido branco alto cromo, boro, nióbio, teste de desgaste em mineração de ferro, estatística e custo-benefício.

ABSTRACT

In the case of mining companies, abrasive wear is the cause of operational problems and generates high costs. High chromium white cast iron alloys have been widely used in mining, as they are a class of materials highly resistant to abrasion with a good cost-benefit ratio. To reduce material wear in mining iron ore transfer chutes, materials of high hardness are sought through changes in the chemical composition and/or heat treatments, and often the increase in cost is not considered. In this study, the abrasive wear resistance of four high chromium white cast iron alloys (25.0% Cr and 3.0% C) with the addition of boron and / or niobium was evaluated through laboratory tests of abrasive wear in rubber wheel, according to Standard ASTM G65 and, through industrial tests with test plates inserted in strategic positions along iron ore transfer chutes. The statistical analysis of the results of the abrasion tests by rubber wheel in the laboratory, using a more advanced linear modeling technique known as multivariate marginal linear model, indicated adequate procedures for testing materials in the field and obtaining more reliable results in the selection of materials for use in iron ore mining. The statistical analysis indicated for high chrome white cast iron alloys, with and without niobium and without the addition of boron, the variation of the abrasive granulometry has the greatest influence on the wear resistance measured of the volumetric losses during the wear. On the other hand, these alloys with the addition of boron, the intensity of the applied force has the greatest influence on the accumulated volumetric losses (in mm³). The abrasive wear resistance of all four alloys was evaluated in field tests through two applications: transfer chute and belt feeder conveyor. These two applications differ essentially in the severity of wear, severe and mild, respectively. The results obtained in the field are in accordance with the conclusions pointed out by the statistical analysis. In high severity, alloys with boron added had the worst performance in terms of wear volumetric loss. In mild severity, these alloys performed better. A new parameter, relative replacement cost (RRC), was developed that considers to evaluate the wear resistance gain related to the increase in alloy cost. It was concluded that the addition of niobium was neither economically justified nor demonstrated a gain on abrasive resistance. The addition of boron was considered beneficial for industrial applications where there is mild severity in the wear process. When the conditions of severity were high, the addition of either niobium or

boron to high chromium white cast iron alloys was not economically justified regarding the gain in resistance to abrasive wear, in the case of abrasive iron ore.

Keywords: tribology, abrasive wear, high chromium white cast iron, boron, niobium, wear test in iron mining, statistics and cost-benefit.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Placa de desgaste em ferro fundido branco alto cromo para revestimento de chute de transferência de minério de ferro após 15 dias de operação. [OLIVEIRA, 2015, p. 24]	25
Figura 3.1 – Pintura rupestre demonstrando o transporte de colosso egípcio utilizando-se a aspersão de líquido para a redução de atrito a cerca de 1900 A.C. [HALLING, 1983 apud STOETERAU, 2004].....	31
Figura 3.2 – Tribômetros desenvolvidos por Leonardo da Vinci, para a determinação da força de atrito entre objetos em superfícies horizontais e inclinadas (a); considerando o efeito da área aparente na força de atrito (b); o emprego de polia para medida da força de atrito (c) e o torque devido ao atrito num cilindro (meio mancal) (d) [SINATORA, 2005, p. 10]	32
Figura 3.3 – Classificação do desgaste abrasivo: entre dois corpos (a) e entre três corpos (b). [BRANKOVIC, 1998 apud KONIG <i>et al.</i> , 2007]	36
Figura 3.4 – Microestruturas típica de ferros fundidos branco alto cromo bruta de fusão. [MARATRAY, 1970 apud SANTOS, 2009]	41
Figura 3.5 – Microestrutura obtida por MEV de ferro fundido branco alto cromo com adição de Nb: (a) hipereutética com adição de 2%Nb; (b) eutética com 7,5%Nb; e (c) hipoeutética com 12%Nb [CHUNG <i>et al.</i> , 2013]	47
Figura 3.6 – Resultados de desgaste de pino sobre disco (pino de SiN e caga de 10N) para os FFCr modificados por Nb. [adaptado de CHUNG <i>et al.</i> , 2013]	48
Figura 3.7 – Microestrutura: (a), (b) liga 1; (c), (d) liga 2; (e), (f) liga 3; (g), (h) liga 4; (a, c, e, g-OM; b, d, f, h-SEM); Matriz M (austenita na liga 1 e mistura de austenita e martensita nas ligas 2, 3 e 4), carboneto C-eutético, E-eutético, A-austenita, Ms-martensita. [Petrovic, Markovic, Pavlovic, 2003]	49
Figura 3.8 – Micrografias dos ferros fundidos brancos. a) sem adição de boro. b) com boro mostrando o refinamento da estrutura. [CORREA <i>et al.</i> , 2009]	50
Figura 3.9 – Microestrutura das ligas compostas de austenita e carbonetos do tipo M7C3. (a) Liga 17%Cr, (b) Liga 17%Cr e 0,2%B; (c) Liga 27%Cr e (d) Liga 27%Cr e 0,2%B. [JACUINDE <i>et al.</i> 2010]	51

Figura 3.10 – MEV das ligas tratadas. A matriz é composta de martensita (α), austenita retida (γ) e carbonetos secundários (SC). (a) Liga 17% Cr, (b) Liga 17% Cr 0,2%B; (c) Liga 27% Cr e (d) Liga 27%Cr 0,2% B [JACUINDE <i>et al.</i> 2010]	52
Figura 3.11 – Imagens MEV com detalhe da precipitação de carbonetos secundários (SC). [JACUINDE <i>et al.</i> 2016]	53
Figura 3.12 – Microestrutura obtida por MEV de ferro fundido branco alto cromo com adição de Boro. (A) B1 - HCCI hipereutético; (B) B3 - HCCI quase eutética com fase boreto nucleada. (C) B4 - HCCI hipoeutético com fase primária M7C3 e boreto. [CHUNG <i>et al.</i> , 2013]	55
Figura 3.13 – Microestrutura obtida por MEV de ferro fundido branco alto cromo com adição de (B) B3 - HCCI quase eutética com fase boreto nucleada. [CHUNG <i>et al.</i> , 2013]	56
Figura 3.14 – Resultados de desgaste de pino sobre disco (pino de SiN e caga de 10N) para os FFCr modificados por B. [adaptado de CHUNG <i>et al.</i> , 2013]	57
Figura 4.1 – Fluxograma das etapas da pesquisa	58
Figura 4.2 – Forno de Indução Inductotherm.....	59
Figura 4.3 – Esquema do tratamento térmico empregado nas ligas.....	61
Figura 4.4 – Equipamentos utilizados no tratamento térmico das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. a) forno tipo Mufla e b) bateria de ventiladores.....	62
Figura 4.5 – (a) Durômetro Vickers. (b) Desenho esquemático das posições do ensaio de macrodureza Vickers	64
Figura 4.6 – Representação esquemática de abrasômetro roda de borracha. [Norma ASTM G 65 (2001)]	65
Figura 4.7 – a) Equipamento Ensaio de Abrasão Roda de Borracha. b) detalhe do sistema abrasivo por três corpos (amostra, fluxo de areia e roda de borracha).....	66
Figura 4.8 – Usinagem da amostra por fresamento	67
Figura 4.9 – Retífica da Roda de Borracha	68
Figura 4.10 – Areia Normal Brasileira fração 50 e 100mesh adquirida do IPT	68
Figura 4.11 – Imagem MEV por elétrons secundários das areias adquiridas do IPT: a) areia de granulometria 50mesh e b) areia de granulometria 100mesh	69

Figura 4.12 – (a) banho ultrassônico com uso de equipamento da marca UltraCleaner 70. (b) secagem das amostras para pesagem. (c) balança analítica da marca Denver Instrument APX-200	69
Figure 4.13 – Projeto da placa de desgaste referência com instalação de três réplicas das amostras das quatro ligas nas medidas de 75x20x10 mm. a) placa 390x190x40mm com parafusos de fixação. b) conjunto de amostras: liga Cr-CI (verde), CrB-CI (laranja), CrNb-CI (roxo) e CrNbB-CI (amarelo)	74
Figura 5.1 – Fusão das ligas em Forno de Indução Inductotherm	77
Figura 5.2 – Fusão da liga sem nióbio e boro (Cr-CI) e da Liga com nióbio (CrNb-CI) e preenchimento dos moldes	77
Figura 5.3 – Fusão da Liga com boro (CrB-CI) e da Liga com boro e nióbio (CrNbB-CI) e preenchimento dos moldes	77
Figura 5.4 – Retirada dos contrapesos para desmoldagem das placas e amostras	78
Figura 5.5 – (a) desmoldagem das amostras e (b) rebarbação	78
Figura 5.6 – Início da abertura do forno após o ciclo de austenitização	79
Figura 5.7 – Detalhe das amostras fundidas após abertura do forno ao final da manutenção da temperatura de austenitização. [produzida pela Metalúrgica Soares].....	79
Figura 5.8 – Curva de fração volumétrica das fases por temperatura no resfriamento em equilíbrio estimado por TC da liga Cr-CI [ThermoCalc UFRJ].....	82
Figura 5.9 – Gráfico de Difração de Raios X da liga Cr-CI na condição bruta de fusão e tratada termicamente [produzido por Bueno, 2019].....	83
Figura 5.10 – A dureza dos aços martensíticos em função de sua concentração de carbono. [From Krauss, G., Principles of Heat Treatment of Steels, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1980].....	86
Figura 5.11 – Diagrama CCT para ligas de ferro fundido branco alto Cromo, Classe IIIA. [ASM Handbook, Cast Irons].....	87
Figura 5.12 – Curva de fração volumétrica das fases por temperatura no resfriamento em equilíbrio estimado por TC da liga CrNb-CI. [ThermoCalc UFRJ]	90
Figura 5.13 – Gráfico de Difração de Raios X da liga CrNb-CI na condição bruta de fusão e tratada termicamente. [produzido por Bueno, 2019]	91

Figura 5.14 – Curva de fração volumétrica das fases por temperatura no resfriamento em equilíbrio estimado por TC da liga CrB-CI. [ThermoCalc UFRJ].....	93
Figura 5.15 – Gráfico de Difração de Raios X da liga CrB-CI na condição bruta de fusão e tratada termicamente. [produzido por Bueno, 2019]].....	94
Figura 5.16 – Gráfico de Difração de Raios X da liga CrB-CI, comparativo de picos de difração das fases: (a) picos referentes a fase $Cr_{23}C_6$ (azul) e picos referentes a fase $Fe_{23}(C,B)_6$. (b) picos referentes a fase Cr_2B (verde) e $(Fe,Cr)_2B$ (preto)	96
Figura 5.17 – Curva de fração volumétrica das fases por temperatura no resfriamento em equilíbrio estimado por TC da liga CrNbB-CI. [ThermoCalc UFRJ]	97
Figura 5.18 – Gráfico de Difração de Raios X da liga CrNbB-CI na condição bruta de fusão e tratada termicamente. [produzido por Bueno, 2019]	98
Figura 5.19 – Imagem por microscopia óptica da liga Cr-CI bruto de fusão atacado com Vilella	102
Figura 5.20 – Imagem por microscopia óptica da liga Cr-CI tratado termicamente atacado com Vilella	102
Figura 5.21 – Imagem MEV da microestrutura eutética da liga Cr-CI, tratada termicamente. (a) elétrons retroespalhados e (b) elétrons secundários	103
Figura 5.22 – Mapeamento composicional por raios X da liga Cr-CI tratado termicamente: (a) imagem por elétrons retroespalhados, (b) Fe, Cr e C, (c) Fe (vermelho), (d) Cr (verde), (e) C (amarelo) e (d) Mo (azul)	104
Figura 5.23 – Imagem por microscopia óptica da liga CrNb-CI bruta de fusão atacado com Vilella	105
Figura 5.24 – Imagem por microscopia óptica da liga CrNb-CI tratada termicamente. (a) ataque com reagente Vilella e (b) ataque com reagente Glicerégia	106
Figura 5.25 – Imagem MEV da liga CrNb-CI tratado termicamente atacado com Glicerégia. (a) elétrons retroespalhados e (b) elétrons secundários	106
Figura 5.26 – Mapeamento composicional por raios X da liga CrNb-CI tratado termicamente: (a) imagem por elétrons retroespalhados, (b) C (amarelo), (c) Fe (vermelho), (d) Cr (verde), (e) Nb (azul claro) e (f) Mo (azul escuro)	107
Figura 5.27 – Micrografia Óptica da liga CrB-CI bruta de fusão ataque com reagente Vilella. [Antônio, 2018]	108

Figura 5.28 – Micrografia Óptica da liga CrB-CI tratada termicamente ataque com reagente Glicerégia. [Antônio, 2018]	109
Figura 5.29 – Imagem MEV da liga CrB-CI tratado termicamente. a) e b) elétrons retroespalhados. [Antônio, 2018]	109
Figura 5.30 – Mapeamento composicional por raios X da liga CrB-CI tratado termicamente: a) imagem por elétrons retroespalhados, (b) C, Cr e Fe, (c) Fe (vermelho), (d) C (amarelo), (e) Cr (verde) e (f) Mo (azul)	110
Figura 5.31 – Micrografia Óptica da liga CrNbB-CI bruta de fusão ataque com reagente Vilella	111
Figura 5.32 – Micrografia Óptica da liga CrNbB-CI tratada termicamente com reagente Vilella	111
Figura 5.33 – Imagem MEV da liga CrNbB-CI tratado termicamente. a) e b) elétrons retroespalhados	112
Figura 5.34 – Mapeamento composicional por raios X da liga CrNbB-CI tratado termicamente: a) imagem por elétrons retroespalhados, (b) C, Si, Cr, Fe, Mo e Nb, (c) Fe (vermelho), (d) C (amarelo), (e) Cr (verde) e (f) Mo (azul escuro) e Nb (azul claro)	113
Figura 5.35 - Micrografias Óptica tratada termicamente ataque com reagente Vilella: (a) Cr-CI - eutética; (b) CrNb-CI - hipoeutética; (c) CrB-CI - hipereutética e (d) CrNbB-CI – hipereutética	114
Figura 5.36 – Dureza Vickers HV ₅₀ das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI bruta de fusão	115
Figura 5.37 – Resíduos Anova da Macro dureza Vickers HV ₅₀ das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI bruta de fusão	118
Figura 5.38 – Dureza Vickers HV ₅₀ das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI tratada termicamente	119
Figura 5.39 – Resíduos Anova da Macro dureza Vickers HV ₅₀ das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI tratado termicamente	122
Figura 5.40 – Resultados de perda volumétrica acumulada (mm ³) no ensaio abrasão roda de borracha para as ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. (a) carga 130N e areia 50mesh (b) carga 130N e areia 100mesh	123

Figura 5.41 – Resultados de perda volumétrica acumulada (mm^3) no ensaio abrasão roda de borracha para as ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. (a) carga 45N e areia 50mesh (b) carga 45N e areia 100mesh	124
Figura 5.42 – Resultados de perda volumétrica acumulada (mm^3) no ensaio abrasão roda de borracha para as ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. (a) carga 45N e areia 50mesh (b) carga 130N e areia 50mesh	124
Figura 5.43 – Resultados de perda volumétrica acumulada (mm^3) no ensaio abrasão roda de borracha para as ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. (a) carga 45N e areia 100mesh (b) carga 130N e areia 100mesh	125
Figura 5.44 – Acompanhamento da perda volumétrica acumulada (mm^3) das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI ao longo do tempo	130
Figura 5.45 – Variância da perda volumétrica acumulada com o tempo de teste de desgaste com o intervalo de confiança de 95%	131
Figura 5.46 – Boxplot da perda volumétrica acumulada ao longo do tempo por tipo de liga	132
Figura 5.47 – Boxplot da perda acumulada de volume por desgaste ao longo do tempo. (a) considerando a força aplicada no teste laboratorial de desgaste; (b) considerando o tamanho da partícula abrasiva no teste laboratorial de desgaste	133
Figura 5.48 – Boxplot da perda acumulada do volume por desgaste ao longo do tempo pela interação entre os níveis de Força e Mesh por tipo de liga	134
Figura 5.49 – Comparação entre os valores observados experimentalmente e os estimados pelo modelo estatístico para perda volumétrica acumulada (em mm^3)	137
Figura 5.50 – (a) Chute de Transferência de Minério de Ferro. (b) parte curva do chute de transferência, local de instalação da placa de teste das amostras e (c) placa de teste instalada com conjunto de amostras	139
Figura 5.51 – Imagem produzida por NORDELL, 1997. Figura 8a mostra a correia em vista plana, com os retângulos destacados indicando as zonas de dano de deslizamento (abrasão) (Rockbox). Tons em vermelho são áreas de maior intensidade. A Figura 8b mostra o mesmo efeito para o projeto de chute curvo proposto pelo autor. A Figura 8c apresenta a intensidade máxima de pressão (goivagem e abrasão) do rockbox e a Figura 8d é a intensidade de pressão do chute curvo. A Figura 9a combina pressão e deslizamento em um mapa de atrito por	

abrasão para o rockbox. A Figura 9b mostra o mapa de atrito de abrasão comparável para o chute curvo. A região em vermelho no início da zona abrasiva indica alto desgaste	140
Figura 5.52 – Fluxograma do circuito de alimentação do chute de transferência (BP108)	141
Figura 5.53 – Valores de perda de massa em gramas para as ligas testadas no chute de transferência (condição de severidade alta)	142
Figura 5.54 – (a) alimentador de correia. (b) local de instalação da placa de teste das amostras	143
Figura 5.55 – Fluxograma do circuito de alimentação do alimentador de correia (120-AL-01)	143
Figura 5.56 – Valores de perda de massa em gramas para as ligas testadas no alimentador de correia (condição de severidade baixa)	144
Figura 5.57 – Ranqueamento da taxa de desgaste entre as quatro ligas (Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI) para as quatro severidades do teste de laboratório abrasivo roda de borracha (45N e 100mesh, 130N e 100mesh, 45N e 50mesh, 130N e 50mesh)	147
Figura 5.58 – Ranqueamento da taxa de desgaste entre as quatro ligas (Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI) para a aplicação do teste de campo no alimentador de correia	147
Figura 5.59 – Custo das placas 390x190x40mm por tipo de liga pesando aproximadamente 20kg	149

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1 – Classes de ferro fundido branco para aplicações na mineração. [adaptada de: ASTM A532, 2014]	38
Tabela IV.1 – Carga utilizada na fusão das ligas (Kg)	61
Tabela IV.2 – Valores de densidade das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI.....	70
Tabela V.1 – Composição química em % peso das ligas em ferro fundido branco alto cromo sem nióbio e boro (Cr-CI), com adição de nióbio (CrNb-CI), com adição de boro (CrB-CI) e com adição de Nb e B (CrNbB-CI)	76
Tabela V.2 – Composição química da fase austenita a 1020°C estimada pelo software TC	85
Tabela V.3 – Velocidade de Resfriamento (°C/h) do Diagrama CCT da Figura 5.11	88
Tabela V.4 – Fases previstas pelo TC e obtidas no DRX para a liga base Cr-CI	88
Tabela V.5 – Ângulos de difração obtidos no difratograma da liga CrNb-CI e ângulos de difração específicos para as fases M_7C_3 , $Cr_{23}C_6$ Fe- α e NbC	92
Tabela V.6 – Ângulos de difração obtidos no difratograma da liga CrB-CI e ângulos de difração específicos para as fases M_7C_3 , Cr_2B , $Cr_{23}(C,B)_6$, $Cr_{23}C_6$ e Fe-CCC	95
Tabela V.7 – Ângulos de difração obtidos no difratograma da liga CrNbB-CI e ângulos de difração específicos para as fases M_7C_3 , Cr_2B , $Fe_{23}(C,B)_6$, $Cr_{23}C_6$, Fe-CCC e NbC.....	100
Tabela V.8 – Resumo das fases previstas pelo TC para as ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI.....	100
Tabela V.9 – Estatística descritiva para as medições de Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI bruta de fusão	115
Tabela V.10 – Análise de Variância (ANOVA) da Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI bruta de fusão	116
Tabela V.11 – Teste de Tukey da Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI bruta de fusão	117
Tabela V.12 – Estatística descritiva para as medições de Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI tratado termicamente	119

Tabela V.13 – Análise de Variância (ANOVA) da Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI tratado termicamente	120
Tabela V.14 – Teste de Tukey da Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI tratado termicamente	120
Tabela V.15 – Estatísticas descritivas da perda volumétrica acumulada (em mm ³) por tipo de mesh	127
Tabela V.16 – Estatísticas descritivas da perda volumétrica acumulada (em mm ³) por tipo de força	128
Tabela V.17 – Estatísticas descritivas da perda volumétrica acumulada (mm ³) por tipo de liga	129
Tabela V.18 – Comparação do ranqueamento das ligas de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio e/ou boro em laboratório e testes industriais no processo de mineração de ferro	146
Tabela V.19 – Custo Relativo de Reposição (RRC): Transportador de Chute de Transferência	150
Tabela V.20 – Custo Relativo de Reposição (RRC): Alimentador de Correia	151

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM – *American Standard for Testing Materials*;

DIN – *Deutsches Institut für Normung*;

OECD – Organização para Cooperação Econômica e Desenvolvimento;

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas;

NBR – Norma Técnica;

PIB – Produto Interno Bruto;

ASME - *American Society of Mechanical Engineers*;

CS – Carboneto Secundário;

Cr-CI – Ferro fundido branco alto cromo;

CrNb-CI – Ferro fundido branco alto cromo com Nióbio;

CrB-CI – Ferro fundido branco alto cromo com Boro;

CrNbB-CI – Ferro fundido branco alto cromo com Nióbio e Boro;

HCCI – *High chromium cast iron*;

HRC – Dureza Rockwell;

HV₅₀ – Dureza Vickers;

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura;

MO – Microscopia Óptica;

DRX – Difração de Raios X;

UC – Custo Unitário da Placa;

RC – Consumo Relativo;

RRC - Custo Relativo de Reposição.

LISTA DE SÍMBOLOS

HV – Dureza Vickers;

HRC – Dureza Rockwell;

M_s – Temperatura de início da transformação martensítica;

d_{H_2O} – Densidade da água;

M_L – Massa sólido submerso;

d_s – Densidade do sólido;

C – Carbono;

Cr – Cromo;

Mo – Molibdênio;

Fe – Ferro;

Ni – Níquel;

Si – Silício;

Mn – Manganês;

Nb – Nióbio;

B – Boro.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO.....	24
2.	OBJETIVOS.....	28
2.1.	Objetivos Específicos.....	28
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	29
3.1.	Tribologia.....	29
3.2.	Princípios Básicos da Tribologia.....	32
3.2.1	<i>Definições de Desgaste.....</i>	33
3.2.2	<i>Impactos Econômicos Relativos ao Desgaste.....</i>	34
3.2.3	<i>Fatores de Desgaste.....</i>	34
3.3	Desgaste Abrasivo.....	35
3.3.1	<i>Classificação do Desgaste Abrasivo.....</i>	35
3.4	Ferros Fundido Branco.....	36
3.4.1	<i>Ferros Fundido Branco Alto Cromo.....</i>	38
3.4.2	<i>Efeito da Adição de Níbio no Ferro Fundido Branco.....</i>	42
3.4.3	<i>Efeito da Adição de Boro no Ferro Fundido Branco.....</i>	48
4.	METODOLOGIA.....	58
4.1	Fusão das Ligas.....	59
4.2	Tratamento Térmico.....	61
4.3	Difratometria de Raios X (DRX).....	62
4.4	Simulações Termodinâmicas (ThermoCalc).....	62
4.5	Microscopia Óptica.....	63
4.6	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	64
4.7	Macro dureza Vickers.....	64
4.8	Ensaio de Abrasão por Roda de Borracha.....	65
4.9	Análise Estatística.....	71
4.10	Testes em Campo.....	72
4.11	Análise de Custo-Benefício.....	74
5.	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	76

5.1	Fusão das Ligas.....	76
5.2	Tratamento Térmico.....	79
5.3	Análise <i>ThermoCalc</i> (TC) e Difratometria de Raios X (DRX).....	80
5.3.1	<i>Análise ThermoCalc (TC) da Liga Cr-CI</i>	81
5.3.2	<i>DRX da Liga Cr-CI</i>	82
5.3.3	<i>Análise ThermoCalc (TC) da Liga CrNb-CI</i>	89
5.3.4	<i>DRX da Liga CrNb-CI</i>	91
5.3.5	<i>Análise ThermoCalc (TC) da Liga CrB-CI</i>	93
5.3.6	<i>DRX da Liga CrB-CI</i>	94
5.3.7	<i>Análise ThermoCalc (TC) da Liga CrNbB-CI</i>	97
5.3.8	<i>DRX da Liga CrNbB-CI</i>	98
5.4	Análise Microestrutural.....	101
5.4.1	<i>Microestrutura da Liga Cr-CI</i>	101
5.4.2	<i>Microestrutura da Liga CrNb-CI</i>	105
5.4.3	<i>Microestrutura da Liga CrB-CI</i>	108
5.4.4	<i>Microestrutura da Liga CrNbB-CI</i>	110
5.5	Macro dureza Vickers	114
5.6	Ensaio de Abrasão por Roda de Borracha.....	123
5.7	Análise Estatística	125
5.8	Testes em Campo	137
5.8.1	<i>Teste Industrial no Chute de Transferência</i>	138
5.8.2	<i>Teste Industrial no Alimentador de Correia</i>	142
5.9	Análise de Custo-Benefício	149
6.	CONCLUSÕES	153
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	155
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	156

1. INTRODUÇÃO

O minério de ferro é um mineral altamente abrasivo e, durante o seu processo de beneficiamento, ocasiona, nos equipamentos das instalações de tratamento, desgastes relevantes em suas estruturas.

Sinatora (2005) ressalta que o desgaste abrasivo, caracterizado pelo destacamento do material das superfícies causado pelo movimento relativo e pela impulsão de partículas duras entre superfícies opostas ou fixadas em uma delas, é o mais importante tipo de desgaste, devido ao seu caráter destrutivo e ao seu elevado índice de frequência, representando 50% do total de falhas por desgaste.

Segundo Eyre (1976), o estudo do desgaste é importante devido as suas consequências nos equipamentos, gera altos custos de manutenção com a substituição de peças somado aos custos indiretos de perda de produção.

Para se evitar perdas dos equipamentos pelo desgaste, essas estruturas são revestidas por placas de desgaste, importantes componentes que, revestindo os equipamentos, sofrem os constantes atritos e impactos e são projetadas especificamente para este fim. Usualmente as placas de desgaste utilizadas para revestimento de equipamentos de mineração são fabricadas em ferro fundido branco alto cromo.

Em geral, o tratamento de minérios nas instalações ocasiona impactos substanciais, evidencia-se uma necessária reposição das placas em um curto espaço de tempo, gerando perdas de produção, desperdício de recursos naturais, danos ambientais e elevados custos de manutenção, além de riscos de acidentes pessoais pelas difíceis condições de trabalho, conforme evidenciado na Figura 1.1.



Figura 1.1 – Placa de desgaste em ferro fundido branco alto cromo para revestimento de chute de transferência de minério de ferro após 15 dias de operação. [OLIVEIRA, 2015, p. 24]

Devido à necessidade de redução de custos e aumento de rendimento e qualidade dos processos produtivos na mineração, torna-se imprescindível o desenvolvimento de novas ligas, que proporcionem a melhoria da resistência ao desgaste, em combinação com outras propriedades, tal como, resistência à fratura.

Diversos estudos, tais como os empreendidos por Correa et al. (2015), Filipovic *et al.* (2013), Chung *et al.* (2013), Bouhamla *et al.* (2011), Zhi et al. (2008), Guesser e Guedes (1997), Costa *et al.* (1987), entre outros, indicaram que a adição do nióbio em ligas de ferro fundido branco alto cromo melhora significativamente as suas propriedades tribológicas, devido à formação de carbonetos do tipo NbC de alta dureza que conferem superior resistência ao desgaste.

Segundo os estudos de Zeytin *et al.* (2011); Liu *et al.* (2008); Petrovic, Markovic e Pavlovic (2003); Petrovic, Markovic e Zec. (2002), a adição do boro nas ligas de ferro fundido branco alto cromo tem sido pesquisada para o desenvolvimento de novos materiais resistentes ao desgaste. Segundo esses autores, tal adição favorece a formação de uma matriz dendrítica e boretos eutéticos interdendríticos precipitando carbonetos secundários do tipo $M_{23}C_6$ na microestrutura.

No entanto, na literatura consultada não se evidenciam estudos sobre os efeitos sinérgicos do nióbio e boro na resistência ao desgaste abrasivo de ligas de ferro fundido branco alto

cromo. Também, não foi observado em nenhum dos trabalhos em literatura uma comparação entre ganho de resistência ao desgaste, quando essas ligas são aplicadas em processos de mineração do ferro, e o custo das ligas alterado em função da adição de elementos de liga. E poucos trabalhos associam o desempenho em desgaste das ligas às condições externas impostas.

Testes laboratoriais convencionais podem não reproduzir com exatidão as condições de campo (LENCINA, 2015). Ensaio de desgaste laboratoriais raramente podem replicar representativamente a característica do material de alimentação que atua como abrasivo durante a operação (SARE; CONSTANTINE, 1997). Segundo Blickensderfer (1988), o teste de desgaste de campo é necessário para otimizar a seleção final de materiais para a aplicação fornecida. A literatura sempre aponta dificuldades na análise de resultados de desgaste em escala industrial com base nos testes de desgaste abrasivo em escala experimental, visto que os experimentos em laboratório não reproduzem exatamente as mesmas condições do fenômeno de desgaste que ocorre no processo de mineração de ferro no campo. Observa-se uma busca constante de identificar qual teste de laboratório e quais seriam as condições a serem utilizadas nesses testes que responderiam melhor na seleção de materiais que possam oferecer melhor resposta ao desgaste real no campo.

Este trabalho pretende produzir quatro ligas: (1) ferro fundido branco com alto cromo (Cr-CI); (2) ferro fundido branco com alto teor de cromo com adição de nióbio (CrNb-CI); (3) ferro fundido branco com alto teor de cromo com adição de boro (CrB-CI) e (4) ferro fundido branco com alto teor de cromo com adições de nióbio e boro (CrNbB-CI), para compreender a influência da adição de nióbio e boro na estrutura e nas propriedades tribológica. A proposta deste trabalho é utilizar um modelo estatístico denominado por "Modelo Estatístico Linear Marginal Multivariado" (*Multivariate marginal linear model*) (MARTINEZ, 2012) que é uma das técnicas contidas na Análise Estatística Longitudinal de Dados (*longitudinal data analysis*) (FUNATOGAWA; FUNATOGAWA, 2018). Esta análise estatística foi realizada a partir de resultados de testes de desgaste abrasivo por roda de borracha, produzidos em Laboratório, para as quatro ligas de ferro fundido branco alto cromo: Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI, CrNbB-CI nas severidade variando a carga (45N e 130N) e do tamanho do abrasivo sílica (50 e 100mesh). Desta forma, o objetivo deste trabalho é analisar simultaneamente a influência da composição química (04 variáveis),

do nível de carga (02 variáveis) e da severidade do impacto (02 variáveis), no volume de desgaste abrasivo de ligas de ferro fundido branco alto cromo utilizando a análise estatística longitudinal. Após construído esse modelo estatístico e realizado análise dos resultados a partir desse modelo, realizou um planejamento de testes industriais onde ocorre desgaste em escala industrial no processo de Mineração de minério de ferro. A resistência ao desgaste abrasivo das quatro ligas foi avaliada em testes de campo por meio de duas aplicações: chute de transferência e alimentador de correia. Essas duas aplicações se diferem essencialmente na severidade do desgaste, severa e branda respectivamente. Medimos o desgaste pela perda de massa por tempo até a retirada planejada das amostras. Após medir a perda de massa, um parâmetro de custo de reposição relativo (RRC), foi proposto para estimar a relação perda / custo de peso.

Destarte, a motivação desse estudo deriva da necessidade de contribuir para o desenvolvimento de ligas de ferros fundidos brancos alto cromo com elevada resistência ao desgaste abrasivo, melhorando o seu desempenho tribológico para utilização em placas de revestimentos de equipamentos de mineração, cujo desgaste é altamente evidenciado, gerando custos elevados.

2. OBJETIVOS

Este trabalho busca avaliar a influência da adição de Nióbio e Boro isoladamente e em conjunto na resistência ao desgaste abrasivo de liga de ferro fundido branco alto cromo classe IIIA tratada termicamente.

2.1 Objetivos específicos

- Determinar, por meio de análises laboratoriais, as estruturas cristalinas (fases), microestruturas e a dureza de quatro ligas: (1) ferro fundido branco com alto cromo (Cr-CI); (2) ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio (CrNb-CI); (3) ferro fundido branco alto cromo com adição de boro (CrB-CI) e (4) ferro fundido branco alto cromo com adições de nióbio e boro (CrNbB-CI).
- Determinar, por meio ensaios de abrasão roda de borracha a perda de massa e a perda volumétrica acumulada em mm^3 em 04 condições de severidade (130N e 50 mesh, 130N e 100mesh, 45N e 50mesh, 45N e 100mesh) para as quatro ligas: (1) ferro fundido branco com alto cromo (Cr-CI); (2) ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio (CrNb-CI); (3) ferro fundido branco alto cromo com adição de boro (CrB-CI) e (4) ferro fundido branco alto cromo com adições de nióbio e boro (CrNbB-CI).
- Analisar estatisticamente a influência simultânea da composição química (04 variáveis), do nível de carga (02 variáveis) e da severidade do impacto (02 variáveis) no volume de desgaste abrasivo a partir de testes laboratoriais;
- Identificar por meio de testes industriais em mineração de minério de ferro, em condições reais de operação, o Ferro Fundido Branco de Alto Cromo com adição de Nb e/ou Boro, que apresente a melhor relação custo-benefício em duas condições: de baixa e alta severidade.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Tribologia

“Tribologia” vem do grego “Τριβω” e “Λογος”, respectivamente, “tribos” que significa roçar-esfregar e “logos”, estudo. Segundo Hutchings (2017), tribologia é o estudo do atrito, desgaste e lubrificação.

Em 1966, o termo “tribologia” foi utilizado oficialmente pela primeira vez em um relatório feito por H. Peter Jost para o comitê do departamento inglês de educação, para definir “A ciência e tecnologia da interação entre superfícies em movimento relativo e das práticas com elas relacionadas”¹. Por meio de um estudo que quantificou as perdas econômicas provenientes dos desgastes na Inglaterra, Jost evidenciou o quanto poderia ser economizado anualmente se os princípios da tribologia fossem corretamente aplicados (DOWSON, 1979).

Conforme Sinatora (2005), a tribologia dedica-se ao estudo do desgaste, do atrito e, por conseguinte, da lubrificação, como forma tradicional de minimizar seus efeitos negativos.

Segundo Stoeterau (2004), a necessidade de pesquisas com os problemas tribológicos de atrito e, conseqüentemente, dos desgastes resultantes, são perfeitamente justificáveis na medida em que esses fenômenos afetam quase todos os aspectos da vida humana, não sendo restritos apenas a problemas mecânicos de máquinas e seus mancais:

A ação de juntas animais é uma situação tribológica e a cura de doenças como a artrite é devida, em grande parte, ao conhecimento dos tribologistas. Nós dependemos também do controle do atrito em atividades de lazer, como escaladas de montanhas, esqui ou imprimir movimentos relativos a bolas de tênis, vôlei, basquete ou futebol. Segurar, cortar e escovar são outras manifestações da tribologia no nosso dia a dia, enquanto limpar os dentes é um processo controlado de desgaste, onde se deseja evitar o desgaste do esmalte e eliminar filmes indesejáveis. A habilidade de caminhar é dependente da existência de atrito apropriado, de modo que os efeitos tribológicos tiveram uma grande influência no processo de evolução. (STOETERAU, 2004, p. 8).

Em seu estado da arte sobre a tribologia, Sinatora (2005) relata que depois que o homem começou a exercer sua ação de transformação da natureza em busca de satisfazer suas

¹ “the science and technology of interacting surfaces in relative motion and the practices related thereto”

necessidades cotidianas de proteção e alimentação, outros tipos de evidências de ações tribológicas passaram a fazer parte da vida na terra. Um exemplo clássico foi o desenvolvimento da capacidade de fazer fogo, provavelmente mediante a percussão de pedras de sílex (*flint stones*) ou esfregando pedaços de madeira uns contra os outros.

Para Sinatora (2005), pode-se considerar que a capacidade de furar, polir, cortar, usar madeiras ou rochas foi desenvolvida nos períodos mais antigos da pré-história. No entanto, Dowson (1979) atribui o desenvolvimento destas habilidades tribológicas, em especial à capacidade de furar, ao período posterior, coincidindo com a do desenvolvimento da escrita. Entretanto, para o autor, a associação do período neolítico (idade da pedra polida) com a capacidade de melhorar o acabamento de minerais para uso como ferramentas merece ser lembrado como evento tribológico importante.

Stoeterau (2004) considera a invenção da roda pelo homem como um dos primeiros dispositivos tribológicos criados e ressalta que o atrito afetou o desenvolvimento da civilização de várias formas. Desde o período Paleolítico, brocas eram utilizadas apoiadas em mancais feitos de chifres ou ossos e serviam para fazer furos e produzir fogo. Para o autor é possível supor que o desenvolvimento dos primeiros mancais progrediu a partir do momento em que o homem começou a empregar o movimento rotativo. As rodas de oleiro, utilizadas em 2.000 A.C.

Ainda segundo Stoeterau (2004), o mais antigo registro do uso de rodas em veículos vem de tábuas da Suméria, na antiga Babilônia, e datam de 3.500 A.C. Algumas pinturas rupestres e descobertas arqueológicas testemunham a participação da tribologia na história da humanidade, principalmente para a redução do atrito. Numa tumba egípcia, encontrou-se o que parece ser o primeiro registro pictórico de um tribologista em ação (Figura 3.1). Os egípcios usavam trenós para transportar uma enorme e pesada estátua. Na imagem 172 escravos foram usados para arrastar a estatua que pesava em torno de 600kN (60ton.). Sobre os pés da estátua pode ser visto um homem jogando líquido no caminho para reduzir o atrito e possibilitar o transporte da estátua. Esta figura mostra também, homens carregando pranchas planas e jarros contendo, possivelmente lubrificante.

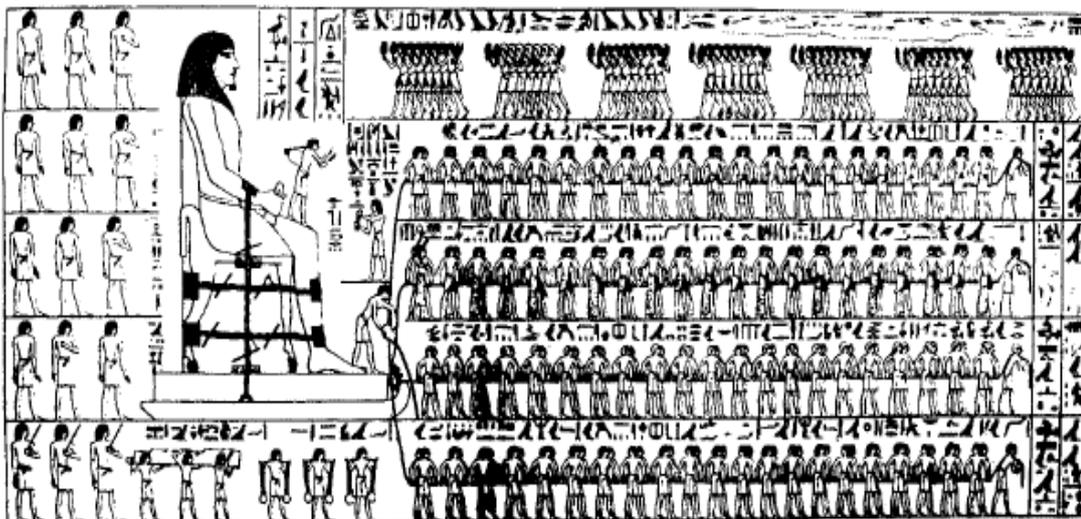


Figura 3.1 – Pintura rupestre demonstrando o transporte de colosso egípcio utilizando-se a aspersão de líquido para a redução de atrito a cerca de 1900 A.C. [HALLING, 1983 apud STOETERAU, 2004]

Zum Gahr, (1987, apud SUSKI, 2004), por meio de seus estudos, mediu forças de atrito em planos horizontais e inclinados, demonstrou que estas são dependentes da força normal ao deslizamento dos corpos e independentes da área de contato aparente. Propôs uma distinção entre atrito de escorregamento e de rolamento e introduziu o coeficiente de atrito como sendo proporcional à força normal.

Leonardo da Vinci (1452–1519), considerado o pai da tribologia moderna, deu importantes contribuições para o entendimento dos fenômenos de atrito e desgaste. Dentre as mais significativas contribuições de da Vinci para a tribologia são suas descobertas sobre rolamentos, determinação da força de atrito entre objetos em superfícies horizontais e inclinadas (SINATORA, 2005). Na Figura 3.2 são mostrados os desenhos dos equipamentos desenvolvidos por ele para a determinação da força de atrito. Estes, sem dúvida, constituem-se nos primeiros tribômetros documentados na história da civilização.

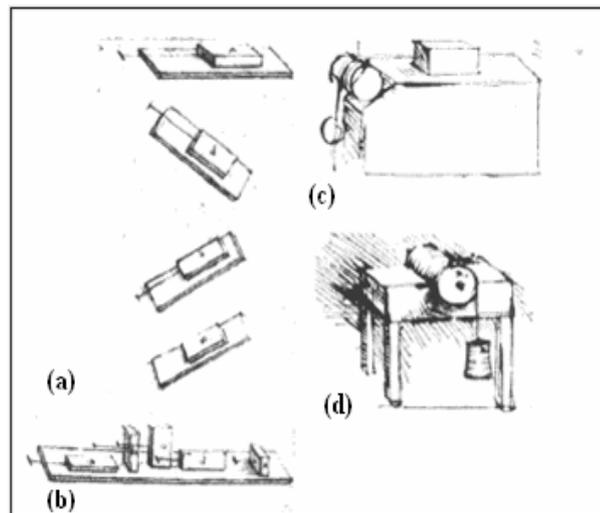


Figura 3.2 – Tribômetros desenvolvidos por Leonardo da Vinci, para a determinação da força de atrito entre objetos em superfícies horizontais e inclinadas (a); considerando o efeito da área aparente na força de atrito (b); o emprego de polia para medida da força de atrito (c) e o torque devido ao atrito num cilindro (meio mancal) (d) [SINATORA, 2005, p. 10].

Para Stoeterau (2004, p. 12), desde o início do século XX, impulsionados pela demanda industrial, o conhecimento em todas as áreas da tribologia expandiu-se enormemente e a tribologia apresenta diferentes interesses nas diversas áreas do conhecimento tecnológico, com uma série de disciplinas científicas se ocupando de problemas tribológicos, tais como: a ciência dos materiais, com o desenvolvimento de materiais tribológicos especiais; a química, com o estudo de lubrificantes, aditivos e problemas de camada limite; a física, com estudos de novos materiais e processos de revestimentos, e estudo do atrito no nível atômico / quântico; a fabricação, com estudo da qualidade superficial proveniente da fabricação e suas relações com a tribologia; a metrologia, com a qualificação das superfícies tribológicas e a automação de sistemas; o projeto, com a aplicação de superfícies tribológicas; a automação, com o estudo da influência do atrito em sistemas de controle; entre outras.

3.2 Princípios Básicos da Tribologia

A Tribologia tem como um dos principais focos de estudo os mecanismos do atrito, desgaste e lubrificação.

De acordo com Blau (1997), os estudos tribológicos têm sido realizados, para:

- compreender o comportamento do desgaste em uma família particular de materiais;
- auxiliar na seleção de materiais para uma determinada aplicação;
- compreender os efeitos de certas variáveis num modo particular de desgaste;
- desenvolver modelos para prever ou descrever o desgaste em tribossistemas específicos.

Para Zum Gahr (1987), a falha de um componente ou estrutura pode estar associada aos danos causados por quatro mecanismos fundamentais: a deformação plástica, a formação e propagação de trincas, a corrosão ou o desgaste.

3.2.1 Definições de Desgaste

O fenômeno do desgaste é definido em diversas fontes bibliográficas com significados semelhantes.

Para a Sociedade Americana para Materiais e Testes – ASTM, o desgaste é definido como a degradação da superfície de um sólido e geralmente envolve perda progressiva de material, devido ao movimento relativo desta superfície com uma ou mais substâncias em contato.

Segundo o Instituto Alemão para Normatização - DIN, em sua norma DIN 50 320 (1997), o desgaste é definido como sendo a perda progressiva de substâncias de um corpo sólido, causada por ação mecânica.

Rigney (1990) define desgaste como o deslocamento ou a remoção de material resultante de processos tribológicos. E, segundo a Norma Brasileira NBR 12042, “desgaste é a desagregação superficial e remoção de partículas de um determinado material submetida à força de atrito”. (ABNT, 2012).

3.2.2 Impactos Econômicos Relativos ao Desgaste

Sinatora (2005), em seu estado da arte sobre Tribologia, fez um detalhado estudo sobre os impactos econômicos relativos ao desgaste em diversos países do mundo. Esclarece que o primeiro estudo realizado por Jost em 1966 evidenciou perdas econômicas totais estimadas na Inglaterra, de 515 milhões de libras, correspondendo a 0,5% do PIB. Mais tarde, em 1990, verificou que aquele valor estava subestimado e que, na realidade, correspondia a aproximadamente 1,5% do PIB da Inglaterra em 1966.

Dezoito anos depois, Rabinowicz (1984 *apud* SINATORA, 2005) verificou que os valores correspondentes a perdas devido ao desgaste estavam muito subestimados pelo relatório de Jost. Ele comparou as perdas de 58 bilhões, apenas na indústria automotiva dos EUA, com o Produto Interno Bruto – PIB, naquele ano (1984), de aproximadamente 3 trilhões de dólares. Diante disto fez nova estimativa de que as perdas por desgaste seriam de 180 bilhões de dólares (6% do PIB), comparável, segundo aquele autor, às da antiga União Soviética.

Na Figura 3.3 é apresentada as causas de falha e sua perda relativa sobre a economia.

Ainda segundo Leite (2008),

As perdas econômicas devidas ao desgaste podem ser reduzidas por otimização da planta da organização e por adequado projeto, produção, montagem e aplicação. O controle do custo do desgaste pode começar com o processo de produção correto para fabricação do produto, o que inclui a escolha do equipamento e o local de instalação, questões de padronização e estoque (LEITE, 2008, p. 7).

Para Zum Gahr (1987), os custos devido ao atrito e o desgaste podem ser reduzidos por meio do controle das condições de trabalho e vibração, limpeza do ambiente, manutenção e reparos.

3.2.3 Fatores de Desgaste

Conforme Zum Gahr (1987), o conhecimento da microestrutura do componente e sua influência na resistência ao desgaste são de grande importância na seleção de materiais,

com o objetivo de redução de custos com desgaste. Porém, por meio da composição química não se pode definir a microestrutura do material, pois, a mesma pode ser alterada severamente por meio de tratamentos mecânicos, térmicos e termomecânicos.

Os principais fatores de desgaste podem ser classificados em (ZUM GAHR, 1987):

- Variáveis metalúrgicas: composição química e estrutura cristalina;
- Variáveis de processo: materiais em contato, pressão, velocidade, temperatura e acabamento superficial;
- Outros fatores: lubrificação, corrosão.

3.3 Desgaste Abrasivo

O desgaste abrasivo é um dos principais tipos de desgaste, sendo um dos mais intensos e dos mais encontrados na prática, sendo responsável por 50% das causas de falhas das máquinas ou componentes (EYRE,1991). Além disso, o desgaste abrasivo tem especial importância nas atividades agrícolas, de transporte e de mineração, atividades de importância estratégica para países como o Brasil (SINATORA, 2005).

3.3.1 Classificação do Desgaste Abrasivo

Conforme Zum Gahr (1987), os processos de desgaste abrasivo podem ser classificados pelos modos de desgaste. Os mecanismos de desgaste podem variar entre, deslizamento, rolamento, oscilação, impacto e escoamento, dependendo da cinemática do sistema.

Segundo Brankovic (1998, apud KONIG *et al.*, 2007), o desgaste abrasivo pode ser classificado em abrasão entre dois ou três corpos, conforme ilustrado na Figura 3.4.

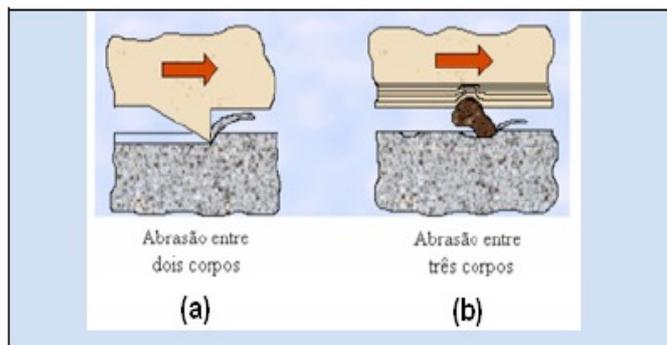


Figura 3.3 – Classificação do desgaste abrasivo: entre dois corpos (a) e entre três corpos (b). [BRANKOVIC, 1998 *apud* KONIG *et al.*, 2007]

Segundo Hutchings (1992) é conhecido que podem ocorrer dois tipos principais de desgaste abrasivo: desgaste abrasivo por deformação plástica e desgaste abrasivo por fratura frágil. A taxa de desgaste abrasivo devido à deformação plástica é inversamente proporcional à dureza, justificando a busca por ligas de maior dureza para obter maior resistência ao desgaste. No caso de desgaste por fratura frágil, a tenacidade da liga é importante (que diminui com o aumento da dureza), e a taxa de desgaste não é diretamente proporcional à carga normal, W , mas é proporcional a $W^{5/4}$: Em aplicações onde podem ocorrer cargas de alto impacto, como quando o minério é transportado em altas velocidades, o mecanismo de desgaste por fratura frágil domina.

No caso de desgaste por fratura frágil, a tenacidade da liga é a propriedade que mais influencia na taxa de desgaste (e diminui com o aumento da dureza), e a taxa de desgaste não é diretamente proporcional à carga normal, W , mas é proporcional a $W^{5/4}$: Em aplicações onde podem ocorrer cargas de alto impacto, como quando o minério é transportado em altas velocidades, o mecanismo de desgaste por fratura frágil pode dominar.

3.4 Ferros Fundido Branco

Segundo Santos e Branco (1989, p. 234), ferros fundidos brancos são ligas que contêm basicamente ferro, carbono e cromo, com composição química apresentada na Tabela III.1 das classes I, II e III da norma ASTM A532, caracterizam-se por apresentarem reação eutética durante a solidificação.

Para os autores, nestes materiais, praticamente todo o carbono se apresenta na forma combinada de carboneto de ferro Fe_3C , apresentando uma superfície de fratura clara. Suas propriedades fundamentais, devido justamente a alta quantidade de cementita, são elevadas dureza e resistência ao desgaste. Em consequência, sua usinabilidade é prejudicada, ou seja, esses materiais são muito difíceis de usinar, mesmo com os melhores materiais de corte.

Santos e Branco (1989) ressaltam que o manganês e o enxofre, considerados em conjunto, visto que suas ações se contrabalançam, são elementos estabilizadores do carboneto; o manganês elimina os efeitos nocivos do enxofre, desde que seu teor seja duas vezes ao do enxofre, mais 0,30%. Para atuar como estabilizador do carboneto é necessário que seu teor seja tal que o enxofre presente se combine totalmente com ele, do contrário, o seu efeito é oposto, ou seja, tenderá a diminuir a profundidade de coquilhamento. Além desse teor, o manganês atua, no sentido de aumentar a profundidade de coquilhamento, cerca de quatro vezes mais rapidamente que o cromo.

Tabela III.1 – Classes de ferro fundido branco para aplicações na mineração. [adaptada de: ASTM A532, 2014]

Classe	Dureza Brinell	Tipo de modelagem ou tratamento térmico	Composição química (%)							
			<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>S</i>	<i>Outros</i>
I - Tipo A	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 - Tipo B	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 - Tipo C	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 - Tipo D	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 e 1,2 Cu
II - Tipo A	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
II - Tipo B	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
II - Tipo C	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
II - Tipo D	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
II - Tipo E	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
III - Tipo A	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

3.4.1 Ferros Fundido Branco Alto Cromo

Conforme Tabrett, Sare e Ghomaschil (1996), ligas de ferro fundido branco com alto cromo são ligas comerciais de alta dureza amplamente utilizadas em processos de mineração de ferro por seu desempenho neste regime de desgaste abrasivo e devido ao

seu custo relativamente baixo em comparação com ligas alternativas avançadas de alta resistência mecânica. Sua resistência ao desgaste depende dos mecanismos que atuam no tribossistema (TABRETT; SARE; GHOMASCHIL, 1996) os quais são dependentes do tipo de tensões presentes, como tamanho e dureza do minério de ferro abrasivo, carga de transporte do minério, velocidade de transferência durante o deslizamento do minério, ângulo e força de impacto, e outras variáveis.

Para os mesmos autores, os ferros fundidos brancos alto cromo geralmente apresentam microestrutura eutética com carbonetos M_7C_3 eutéticos com matriz austenítica ou austenítica / martensítica. São conhecidos por sua alta resistência ao desgaste do tipo abrasivo. Essa resistência é relacionada à presença de carbonetos primários e/ou eutéticos do tipo M_7C com alta dureza (em torno de 1500 a 1800 HV₂₅). Podem-se variar as propriedades dessas ligas, adicionando elementos de liga e variando as características do tratamento térmico pelas quais podem ser submetidas.

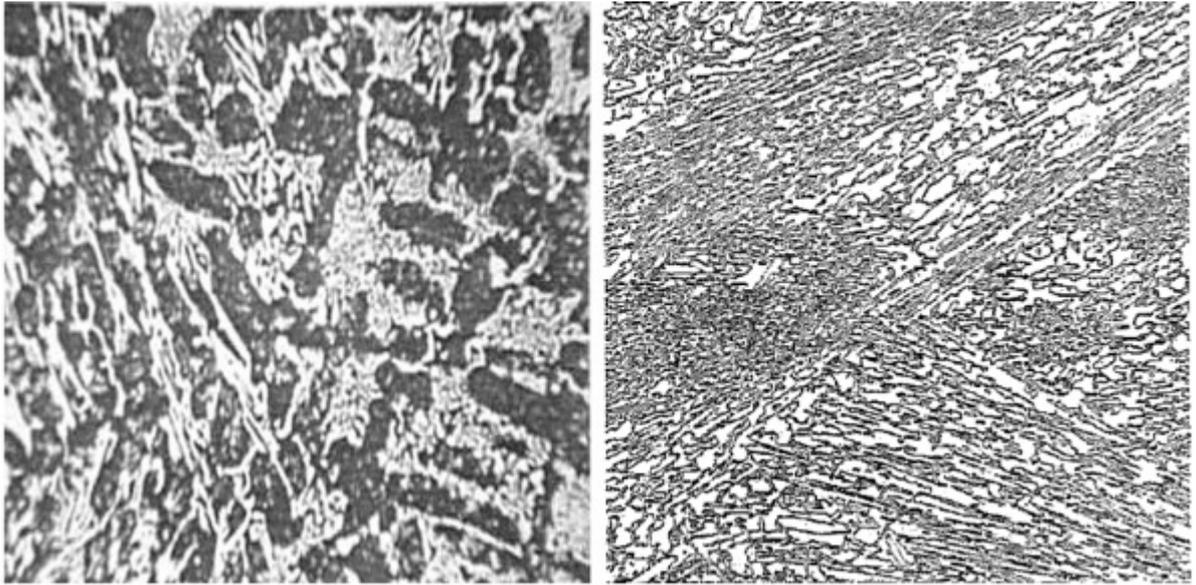
Pattyn (1996) constatou que a matriz dos ferros fundidos brancos alto cromo pode variar de totalmente austenítica até totalmente perlítica. Ela também pode ser composta por uma mistura de perlita, martensita, bainita e austenita. Altos teores de cromo e molibdênio podem aumentar a temperabilidade da liga, diminuindo a transformação em perlita ou bainita. Altos teores de cromo e molibdênio diminuem também a temperatura de início de transformação da martensita, aproximando-a da temperatura ambiente. Apesar da liga apresentar altos teores de cromo, a maioria está combinada com o carbono na forma de carbonetos o que induz a necessidade de elementos de liga adicionais para melhorar a temperabilidade.

O molibdênio age como estabilizador da austenita (γ) diminuindo a temperatura de reação eutetóide e aumentando o campo de estabilidade dela, conforme evidenciado por Boccalini e Goldenstein (2001).

Como mostrado por Ikeda *et al.* (1992), a taxa de resfriamento possui grande influência na dureza das ligas. Ligas com resfriamento rápido possuíam dureza maior quando se aumentava a quantidade de molibdênio. Por outro lado, no resfriamento lento, o contrário foi observado.

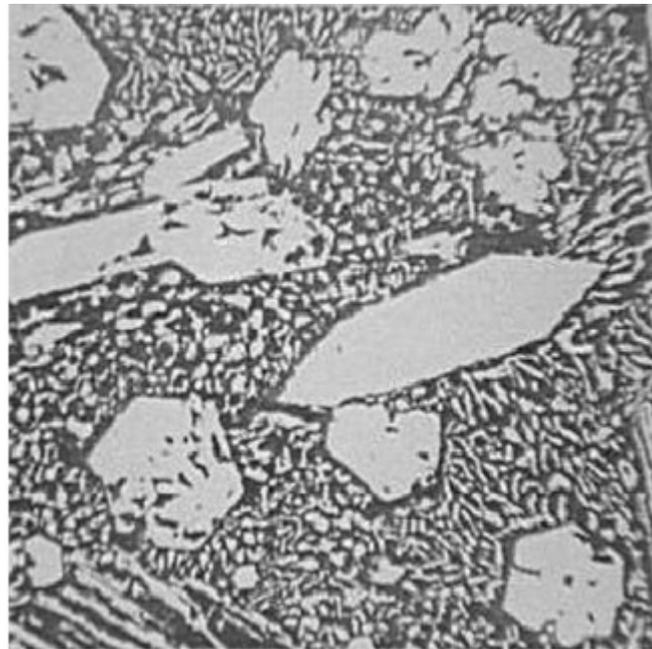
Quanto aos carbonetos eutéticos e primários, a quantidade de fase (γ), formada durante a solidificação, influencia na morfologia do eutético. O carboneto M_7C_3 tem a tendência de se formar na região interdendrítica como uma rede de carbonetos eutéticos bem finos quando o volume residual, após a solidificação da fase (γ), é pequeno. Esses carbonetos interdendríticos não apresentam uma distribuição contínua nos contornos de grão e desaparecem quando a taxa de carbonetos ultrapassa 20% em média. A porcentagem total de carbonetos aumenta com os teores de C e Cr (MARATRAY; USSEGLIO-NANOT, 1970).

Santos (2009) identificou na condição bruta de fusão dos Ferros Fundidos Brancos Alto as microestruturas típicas de ligas hipoeutéticas (Figura 3.6 a), eutéticas (Figura 3.6 b) e hipereutéticas (Figuras 3.6 c). Na figura 3.6 é destacado em preto a matriz austenítica e em branco os carbonetos primários/eutéticos. As Ligas hipoeutéticas apresentam no estado fundido dendritas de austenita envolvidas pelo eutético constituído por austenita e carbonetos. Nas ligas eutéticas apresentam uma estrutura lamelar formada pelo eutético e nas ligas hipereutéticas apresentam grandes carbonetos primários hexagonais envolvidos pelo eutético.



(a) Liga Hipoeutética.

(b) Liga Eutética.



(c) Liga Hipereutética.

Figura 3.4 – Microestruturas típica de ferros fundidos branco alto cromo bruta de fusão.
[MARATRAY, 1970 apud SANTOS, 2009]

3.4.2 Efeito da Adição de Nióbio no Ferro Fundido Branco

Segundo Costa *et al.* (1987), com relação aos efeitos do nióbio sobre a temperabilidade dos ferros fundidos resistentes ao desgaste, não existem informações na literatura. Entretanto, como a solubilidade do nióbio na austenita é muito baixa (AGAPOVA *et al.*, 1982; CESCÓN; PAPELÉO, 1981) e ainda reduz a solubilidade dos carbonetos na austenita por reduzir a solubilidade do carbono e molibdênio nesta fase (SOUZA, 1981) é de se esperar que a temperatura de início de transformação da martensita (M_s) seja maior, causando a obtenção de menor quantidade de austenita retida após tratamento térmico de desestabilização.

Albertin *et al.* (1985) e Shadrov (1986) citados por Costa *et al.* (1987), atribuem o possível efeito de adições de nióbio sobre o aumento da resistência ao desgaste abrasivo à formação de carbonetos mais duros do que os carbonetos M_7C_3 , e ao fato de possibilitar, em virtude de se combinar preferencialmente com o carbono, a elevação do teor de cromo e molibdênio na matriz, aumentando assim a temperabilidade da liga.

Farah (1997) desenvolveu um ferro fundido branco alto cromo com nióbio, tratado termicamente, para resistência ao desgaste abrasivo. A liga definida pelo autor foi baseada em ferro fundido branco alto cromo contendo nióbio, utilizada em revestimento duro por soldagem, proposta por Symons (1980) e que é utilizada em aplicações nas quais se requer alta dureza e resistência à abrasão.

A liga foi identificada por Farah (1997) como “A1” com composição química de 4,00%C, 0,021%S, 1,60%Si, 0,75%Mn, 27,5%Cr, 0,83%Mo, 5,02%Nb e 0,40%V. Para comparação da Liga A1, em estudo nos ensaios de dureza e resistência à abrasão, o autor utilizou-se de duas ligas comerciais, usadas como revestimento duro por soldagem em martelos de moendas de cana de açúcar, identificadas por “A5” e “A7”. As composições químicas das ligas foram: liga “A5”: 4,70%C, 0,30%Si, 0,30%Mn e 27,0%Cr e liga “A7”: 5,30%C, 1,0%Si, 6,50%Nb, 6,0%V e 1,0%B. Os tratamentos térmicos de têmpera foram efetuados nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C e o meio de resfriamento utilizado foi o ar soprado. Os tratamentos de revenidos foram efetuados nas temperaturas de 450, 500 e 550°C.

A liga “A1” no estado termicamente tratado foi comparada, nos ensaios de abrasão, com as ligas comerciais “A5” e “A7”, utilizadas como revestimento duro por soldagem em peças desgastadas. Os ensaios de abrasão foram do tipo abrasômetro pino sobre disco. Adicionalmente foram efetuados estudos de caracterização microestrutural para a identificação das diferentes fases presentes nas ligas. No ensaio de abrasão a dois corpos foram utilizadas amostras da liga “A1” com durezas variando de 60 a 64HRC, da liga “A5” depositada por solda com dois passes, com dureza de 45HRC e da liga “A7”, também depositada por solda com dois passes e dureza de 60HRC.

De maneira geral, a liga desenvolvida apresentou as menores taxas de desgaste para os tratamentos térmicos que resultaram em maiores durezas e o seu desempenho foi superior ao das ligas comerciais. O autor concluiu, ainda, que o ferro fundido branco desenvolvido se mostrou bastante sensível à aplicação de tratamentos térmicos, tendo a sua dureza variando de 50HRC (como fundido) a 64HRC (após tratada termicamente) em função de alterações em diversos parâmetros dos tratamentos térmicos realizados. Também o aumento da temperatura de austenitização levou a um aumento progressivo da dureza, até 1050°C. As temperaturas de austenitização mais altas favoreceram uma maior dissolução de carbonetos e também uma maior porcentagem de austenita retida, necessitando de um tratamento sub-zero posterior à têmpera. Os tratamentos térmicos efetuados na liga fundida influenciaram a resistência ao desgaste abrasivo pela transformação da matriz predominantemente austenítica em predominantemente martensítica, confirmado pelo aumento da dureza após o tratamento sub-zero.

Em relação ao desgaste foi comprovado que uma maior dureza implica em uma menor perda de massa. O aumento da dureza resultou em uma diminuição do desgaste por abrasão, nas condições de ensaio estudadas. Os resultados de abrasão mostraram que a liga fundida oferece algumas vantagens em relação às ligas depositadas devido a uma perda dos elementos de liga presentes nos eletrodos ou arames, por volatilização e oxidação durante o processo de soldagem, e também, a uma grande possibilidade de formação de trincas, o que não ocorre na liga fundida. Estas trincas podem influenciar no desgaste abrasivo devido a possíveis perdas do revestimento por destacamento durante o processo de desgaste. A microestrutura formada por carbonetos do tipo M_7C_3 descontínuos numa matriz predominantemente martensítica é mais resistente ao desgaste

abrasivo, nas condições estudadas do que as microestruturas com carbonetos do tipo M_7C_3 interconectados em matrizes predominantemente austeníticas.

Os pesquisadores, Zhi, Xing, Fu e Xiao (2007) realizaram um estudo para identificar o efeito do elemento nióbio na microestrutura do ferro fundido alto cromo hipereutético. Segundo os autores, os ferros fundidos alto cromo resistentes ao desgaste (HCCIs) são utilizados em uma variedade de aplicações onde a estabilidade num ambiente agressivo é uma exigência principal, incluindo o processamento de minérios, fabricação de cimento, bombeamento de polpa e as indústrias de papel e celulose.

No estudo realizado, amostras contendo 4,0%C, 20,0%Cr e nióbio variando entre 0,0% a 1,5% foram estudadas por meio da microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios X. As ligas foram fundidas utilizando-se forno de indução de frequência média utilizando-se como carga ferro gusa, sucata de aço, ferro ligas com Fe-63%Cr e Fe-30%Nb. A temperatura de fusão da liga foi de 1560°C com uma temperatura de vazamento de 1450°C.

A conclusão dos autores é que, com a adição de nióbio, elevadas quantidades de carbonetos de nióbio são formadas nos ferros fundidos alto cromo hipereutéticos, os carbonetos foram refinados e a forma do carboneto primário M_7C_3 tornou-se isotrópica. A adição de nióbio reduziu o teor de carbono do líquido, devido à formação do primeiro precipitado NbC, portanto, reduziu a fração de volume e tamanho dos carbonetos primários M_7C_3 , resultando em uma maior resistência do HCCI ao desgaste.

Bouhamla *et al.* (2011) pesquisaram a adição de Nb variando de 0,5 a 3% em uma liga com 15%Cr e 2,31%C e observaram que a precipitação dos carbonetos NbC promovem o empobrecimento de C na matriz. Os autores identificaram um aumento da resistência ao desgaste com o aumento do teor de nióbio.

Pereira (2012) analisou os efeitos da adição de nióbio de 0,0 até 1,5% em peso de Nb no desempenho do ferro fundido branco de alto cromo utilizado nos componentes de bombeamento de mineração de ouro. O autor identificou os mecanismos de desgaste atuantes nesses componentes com o objetivo de selecionar os ensaios de desgaste mais adequados para a seleção de materiais usados na fabricação de rotores e revestimentos de

bombas de polpa. O comportamento foi analisado apenas com ensaios de laboratório, utilizando um equipamento de jato erosivo, na tentativa de reproduzir as condições de campo.

Verificou-se, ao final dos testes, que a taxa de desgaste foi influenciada pelo teor de nióbio presente, constatando-se que para as condições tribológicas adotadas, a ótima adição de nióbio foi de 0,5% em peso.

Já os estudos de Filipovic *et al.* (2013), da Universidade de Belgrado na Sérvia, ao estudarem as propriedades mecânicas e microestruturais de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio (Fe-Cr-C-Nb), com composição química das ligas com 3,0%C, 17,0%Cr, 0,85%Mn, 0,7%Ni, 0,90%Mo, 0,6%Si e nióbio variando entre 0,06% a 3,0%, encontraram um resultado um pouco diferente. Para os autores, os carbonetos NbC presentes na estrutura das ligas testadas possuem maior resistência ao desgaste e tenacidade do que os carbonetos M_7C_3 . Porém, o aumento da quantidade deste tipo de carbonetos é causado pela adição de maior quantidade de nióbio em ligas de Fe-Cr-C-Nb, o que contribui para a melhoria da resistência ao desgaste e da resistência à fratura dinâmica. O melhor resultado apresentado para a resistência ao desgaste e tenacidade à fratura é da liga contendo aproximadamente 3%Nb. Esta liga exibe cerca de 30% mais resistência à fratura dinâmica e cerca de 30% mais resistência ao desgaste à abrasão do que a liga de base de Fe-Cr-C. Os pesquisadores verificaram também, que houve alteração na morfologia dos carbonetos NbC com o aumento do teor de nióbio na liga. Com o teor de 0,54%Nb os carbonetos se apresentaram na forma mais fina e alongada e com o teor de 2,06%Nb apresentaram morfologia mais nodular, hexagonal ou compacta.

Penagos (2016) identificou que adições de nióbio de forma controlada em ligas de FFAC com composição química inicial hipereutética podem resultar em ligas eutéticas. Essas ligas apresentam carbonetos NbC e mostraram-se com maior resistência à abrasão quando comparadas com ligas eutéticas equivalentes sem adição de nióbio.

Conforme Penagos (2016, p.29),

Existem vários trabalhos na literatura mostrando, com sucesso, o uso do nióbio para incrementar as propriedades tribológicas dos FFAC's (Savitskii *et al.* 1967; Savitskii *et al.* 1968; Shadrov *et al.* 1983; Guesser *et al.* 1989; Fiset *et al.* 1993;

He-Xing *et al.* 1993; Máscia 2002; Zhi *et al.* 2008; Bouhamla *et al.* 2011; Chung *et al.* 2013; Filipovik *et al.* 2013; Correa *et al.* 2015). Esses trabalhos apresentam adições do nióbio em teores de até 12%, entretanto, algumas dessas pesquisas mostram ganhos muito importantes de resistência à abrasão com adições de nióbio em teores baixos (entre 0,5 e 1 % Nb); o que representa uma relação custo x benefício muito vantajosa.

Os estudos de Penagos *et. al* (2017) avaliaram o efeito sinérgico da adição de nióbio e molibdênio em uma liga base com aproximadamente 19%Cr e 2,8%C e concluíram que adições de Nb e Mo promoveram um refinamento da microestrutura. Observaram também que a adição simultânea de Nb e Mo aumentou a resistência a abrasão no teste de abrasão roda de borracha na condição de baixos esforços com carga de 65N ou 32,5N e tamanho de abrasivo de 0,20mm. Já em condições de maior carga 130N e de abrasivo 0,46mm, não foi observado ganho significativo na resistência ao desgaste.

Chung *et al.* (2013) realizaram um estudo do refinamento de ferros fundidos branco alto cromo hipereutético com 24,8%Cr e 3,72%C com adição de nióbio, boro, vanádio e molibdênio separadamente. No presente trabalho, foi adicionado nióbio variando de 2 a 12%, de forma a obter quatro series de ligas: série 1 com 2,0%Nb, série 2 com 4,0%Nb, série 3 com 7,5%Nb e série 4 com 12,0%Nb. Observaram nas condições bruta de fusão, que a medida que a concentração de Nb aumentou (Figura 3.7), os carbonetos M_7C_3 primários grosseiros foram eliminados e a estrutura hipereutética com os carbonetos M_7C_3 primários foi substituída por uma mistura de austenita eutética e carbonetos M_7C_3 e, eventualmente, por grãos de austenita primária (g) com fase fina de carboneto de nióbio (NbC). As três microestruturas modificadas com adição de Nb (amostras: Nb1 - hipereutética, Nb3 - quase eutética e Nb4 - hipoeutética) são ilustradas na Figura 3.7.

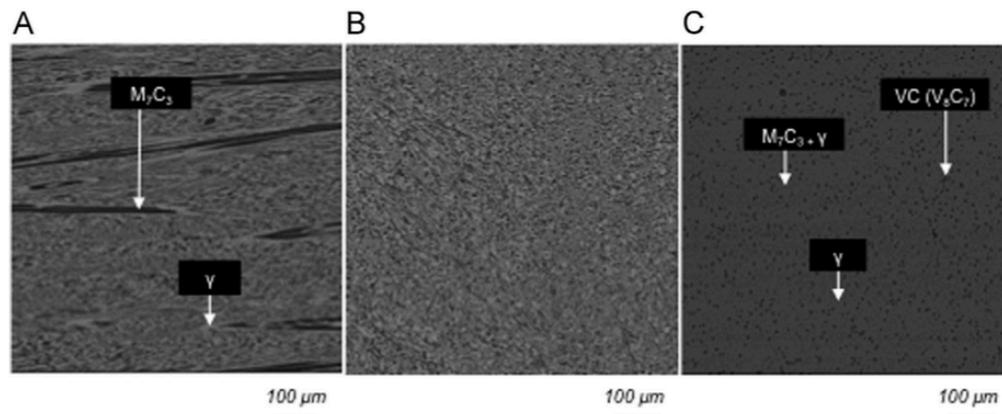


Figura 3.5 – Microestrutura obtida por MEV de ferro fundido branco alto cromo com adição de Nb: (a) hipereutética com adição de 2%Nb; (b) eutética com 7,5%Nb; e (c) hipoeutética com 12%Nb [CHUNG *et al.*, 2013]

Ainda nos estudos realizados por Chung *et al.* (2013), foram realizados teste de desgaste do tipo pino-sobre-disco, com um pino esférico de nitreto de silício de 6mm de diâmetro deslizando sobre uma amostra sob uma carga normal de 10N. As perdas de volume medidas de várias amostras são mostradas na Figura 3.8, que ilustra que a perda de volume do HCCI base diminuiu à medida que os elementos formadores de carboneto foram adicionados, o que deve ser atribuído principalmente ao aumento da dureza. Para os HCCIs com adição de Nb, a perda de volume da amostra nº 3 atingiu o mínimo, beneficiando-se da microestrutura fina quase eutética com a maior dureza. Concluíram também que entre os quatro elementos em estudo, B e Nb resultaram no melhor desempenho com perda de peso até cerca de 15 vezes menor em comparação com a do HCCI base e cerca de 10 vezes melhor que um HCCI semelhante no estado eutético sem ser modificado pela adição dos elementos formadores de carboneto duro.

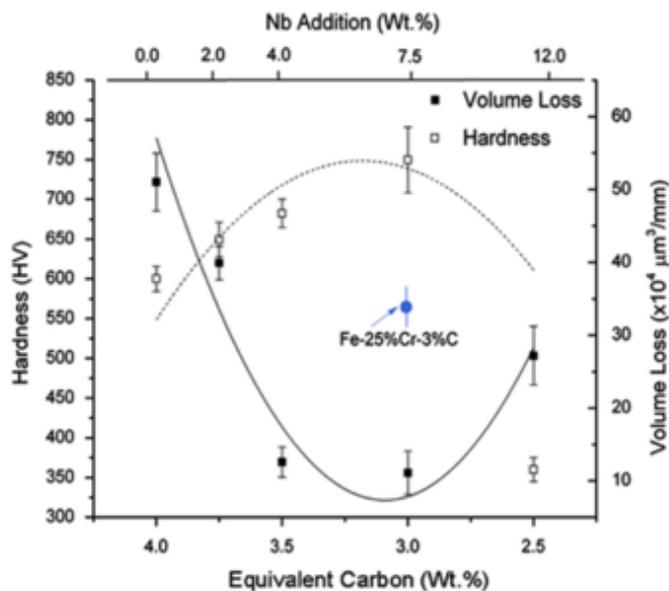


Figura 3.6 – Resultados de desgaste de pino sobre disco (pino de SiN e carga de 10N) para os FFCr modificados por Nb. [adaptado de CHUNG *et al.*, 2013]

3.4.3 Efeito da Adição de Boro no Ferro Fundido Branco

Em relação aos efeitos do boro em ligas de ferro fundido branco alto cromo, Petrovic, Markovic, Pavlovic (2003) analisaram a influência da adição de boro em teores de 0,26%B (liga 2), 0,39%B (liga 3) e 0,59%B (liga 4) em ferros fundidos brancos alto cromo com 2,3%C e 13%Cr em comparação com a liga sem adição de boro (liga 1). A análise detalhada da microestrutura, Figuras 3.9 (a) e (b), confirmou que a estrutura obtida é típica para o ferro fundido branco alto cromo. A liga base consiste em carbonetos eusteníticos e austenita. Com o aumento do teor de boro, a estrutura das dendritas desaparece lentamente, enquanto a fase primária assume a forma de ilhas isoladas cercadas por células eutéticas (Figuras 3.9c, 3.9e e 3.9g). Na presença de boro, a fase primária se torna uma mistura de austenita e martensita que aumenta com o aumento do teor de boro. (Figuras 3.9d, 3.9f e 3.9h). Os pesquisadores identificaram que a adição de boro leva a um aumento significativo da fração volumétrica do carboneto M_3C , comparado com a fração volumétrica do carboneto M_7C_3 , concluindo que os átomos de boro se incorporam na estrutura cristalina do metal duro M_3C . Também, observaram que o carboneto M_3C na presença de boro, torna-se extremamente duro e estável em boro-carboneto $(Fe, Cr)_3(C$,

B) com a suposição de que os átomos de boro substituem uma parte dos átomos de carbono no carboneto M_3C se baseia na semelhança dos raios de átomos de boro e carbono, bem como na eletronegatividade forte do boro, o que facilita a formação de ligações fortes entre os átomos de boro e átomos de carbono circundantes. Por último, evidenciaram que a liga 4 (0,59%B) obteve a melhor resistência ao desgaste abrasivo e, comparado a liga base sem boro, foi 107% mais resistente.

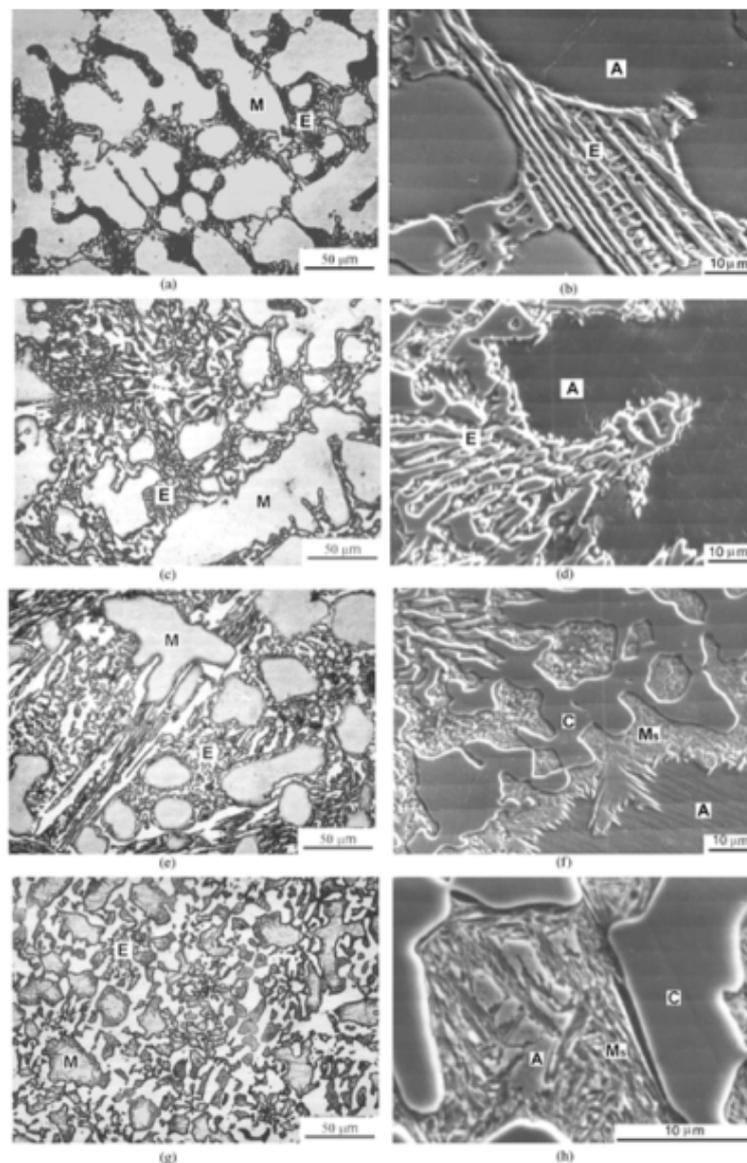


Figura 3.7 – Microestrutura: (a), (b) liga 1; (c), (d) liga 2; (e), (f) liga 3; (g), (h) liga 4; (a, c, e, g- OM; b, d, f, h-SEM); Matriz M (austenita na liga 1 e mistura de austenita e martensita nas ligas 2, 3 e 4), carboneto C-eutético, E-eutético, A-austenita, Ms-martensita. [Petrovic, Markovic, Pavlovic, 2003]

Liu *et al.* (2008) concluíram que a adição de 1,6%B em ferro fundido branco promove a formação de boretos eutéticos do tipo M_2B com microdureza semelhante ao do carboneto M_7C_3 e carbonetos secundários $M_{23}C_6$. Os autores observaram em comparação com o ferro fundido branco alto cromo sem boro, que a dureza da liga com boro é quase semelhante, porém, a tenacidade é aumentada devido a mudança da matriz de martensita com alto teor de carbono na liga sem boro para martensita com baixo teor de carbono na liga com boro.

Correa *et al.* (2009) avaliaram o efeito da adição de 0,195%B no ferro fundido branco alto cromo com 2,60%C e 17%Cr tratada termicamente na resistência ao desgaste por deslizamento. No estudo de desgaste por deslizamento com cargas de 50N, 150N e 250N, evidenciou-se que a adição de boro aumentou a resistência ao desgaste do ferro fundido branco em 40% em média e essa melhoria foi atribuída ao refinamento microestrutural, particularmente da fase de carboneto devido aos efeitos de segregação que alteram o processo de solidificação eutética (Figura 3.10).

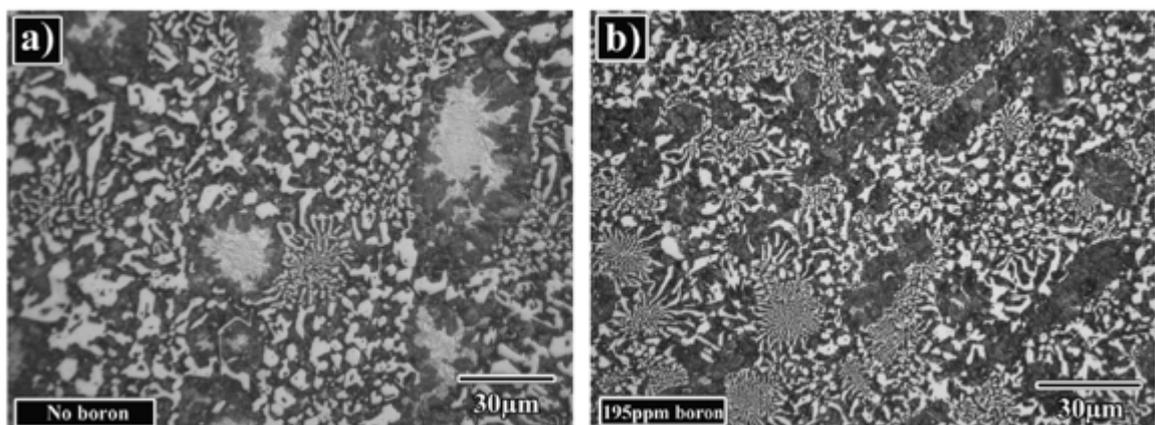


Figura 3.8 – Micrografias dos ferros fundidos brancos. a) sem adição de boro. b) com boro mostrando o refinamento da estrutura. [CORREA *et al.*, 2009]

Estudos de Kim *et al.* (2009) avaliaram a adição de boro na resistência ao desgaste abrasivo de uma liga base de ferro fundido branco alto cromo com 2,4%C e 20%Cr com teores de boro variando de 0,1 a 2,6%. Após ensaios de abrasão roda de borracha segundo norma ASTM G65 com carga de 130N e abrasivo de diâmetro de 212 a 300 μ m, os pesquisadores concluíram que a resistência ao desgaste abrasivo da liga, com diferentes

concentrações de boro, melhorava à medida que aumentava a concentração de boro em até 0,6% em peso. Com uma concentração de 0,6% em peso de boro, os boretos primários começaram a precipitar e esses precipitados resultaram em uma melhoria da resistência ao desgaste abrasivo. Acima de 0,6% em peso de concentração de boro, a resistência ao desgaste abrasivo foi quase saturada devido à mudança no tamanho e da fração de volume dos boretos primários.

Jacuinde *et al.* (2010) pesquisaram a influência do teor de boro de 0,1 a 0,3% em ferros fundidos alto cromo com 17% e 27%Cr. Foi observado que a presença do boro provoca um refinamento dos carbonetos e uma diminuição dos carbonetos interconectados, como mostrado na Figura 3.11 para as ligas com 17%Cr e 27% de cromo sem boro e com 0,2% de B.

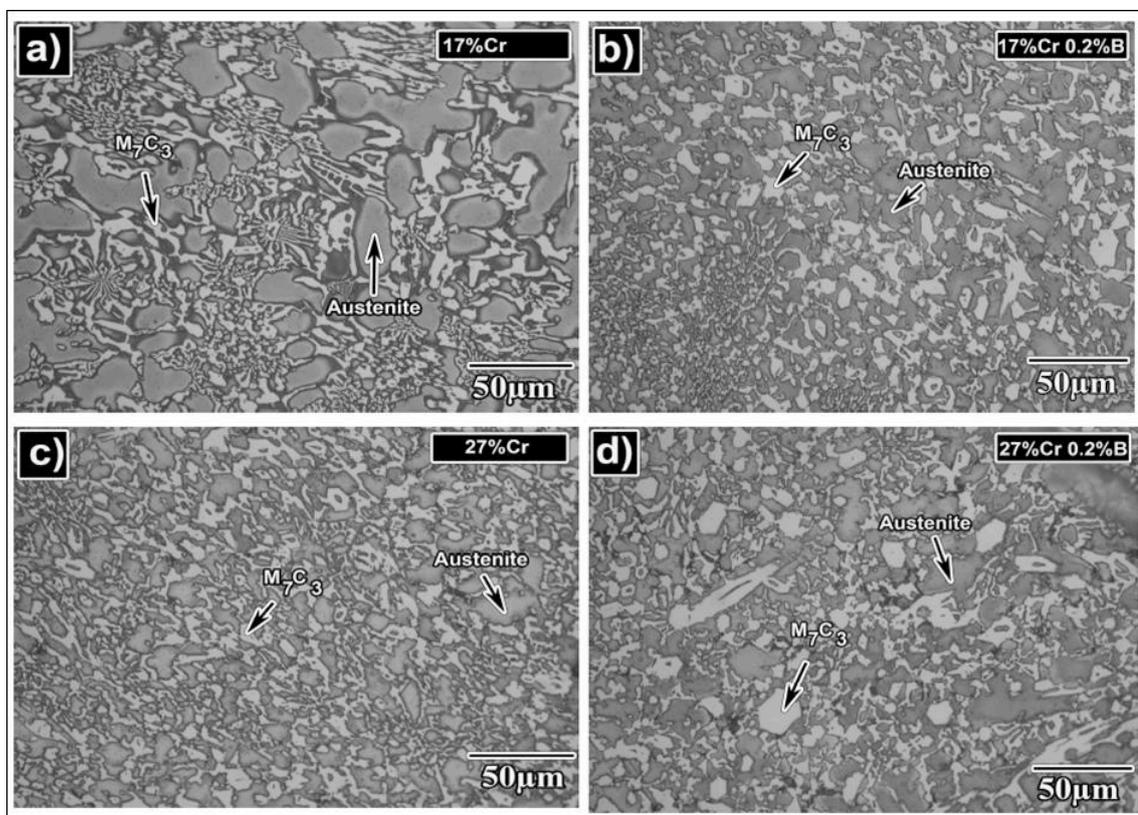


Figura 3.9 – Microestrutura das ligas compostas de austenita e carbonetos do tipo M_7C_3 . (a) Liga 17%Cr, (b) Liga 17%Cr e 0,2%B; (c) Liga 27%Cr e (d) Liga 27%Cr e 0,2%B. [JACUINDE *et al.* 2010]

Após tratamento térmico de desestabilização a 950°C, a matriz muda de austenita para martensita, e carbonetos secundários, com alguma austenita retida (Figura 3.12).

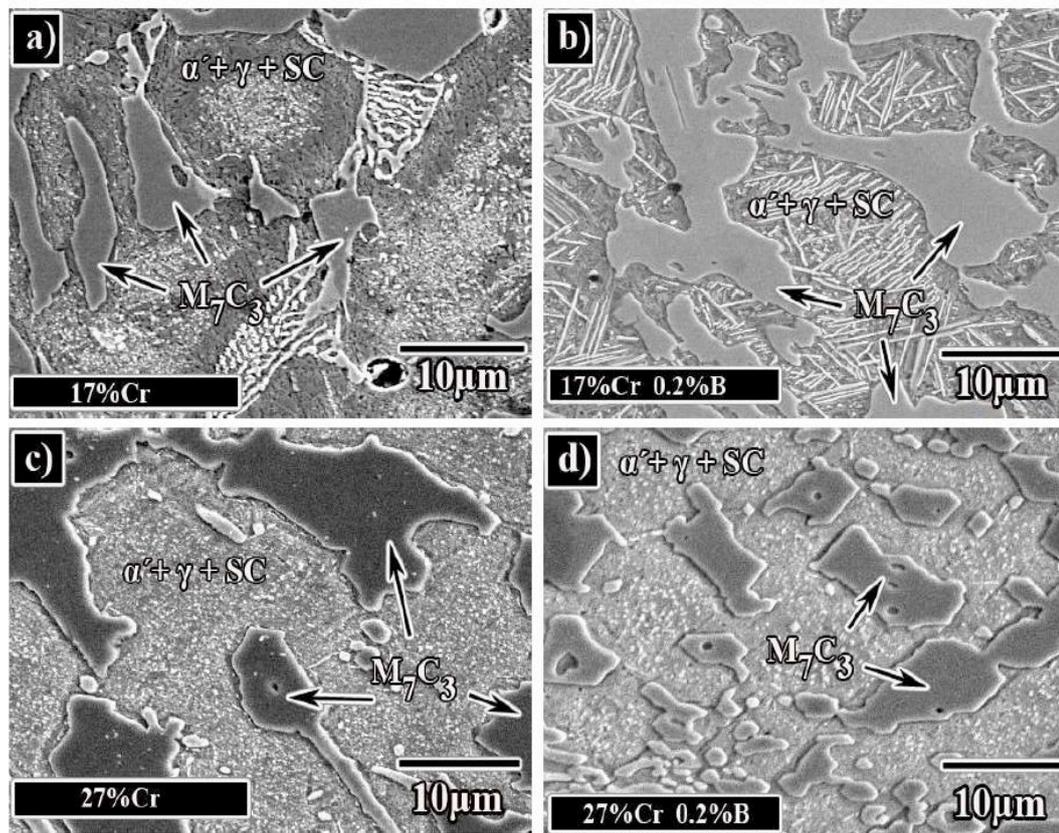


Figura 3.10 – MEV das ligas tratadas a 950°C. A matriz é composta de martensita (α), austenita retida (γ) e carbonetos secundários (SC). (a) Liga 17% Cr, (b) Liga 17% Cr 0,2%B; (c) Liga 27% Cr e (d) Liga 27%Cr 0,2% B [JACUINDE *et al.* 2010].

Segundo estudos de Jacuinde *et al.* (2016), que avaliaram o efeito da adição de 0,0195% de boro na precipitação de carbonetos secundários durante a desestabilização do ferro fundido branco com 17%Cr, foi observado que as adições de boro deslocam a composição para mais perto da eutética. A análise térmica diferencial do mesmo trabalho sustenta essa suposição, uma vez que a temperatura de solidificação inicial diminuiu e a faixa de solidificação foi mais estreita para a liga com adição de boro. Um refinamento microestrutural também foi observado na liga com boro devido à menor faixa de solidificação. Observou-se que o boro atua como promotor dos carbonetos secundários (Figura 3.13) e os autores supõem que o aumento da precipitação de carbonetos secundários é devido à alta energia associada entre os átomos de boro e seus vizinhos de

ferro. Pode ser observado na figura 3.13 a influência da temperatura do tratamento térmico nas ligas sem boro e com boro. Verificou-se que com o aumento da temperatura ocorreu um aumento do tamanho dos carbonetos secundários, tanto para as ligas sem boro e com boro. Entretanto, as ligas com boro apresentaram menor aumento no tamanho dos carbonetos com o aumento da temperatura, mostrando a importância do boro no refino da microestrutura.

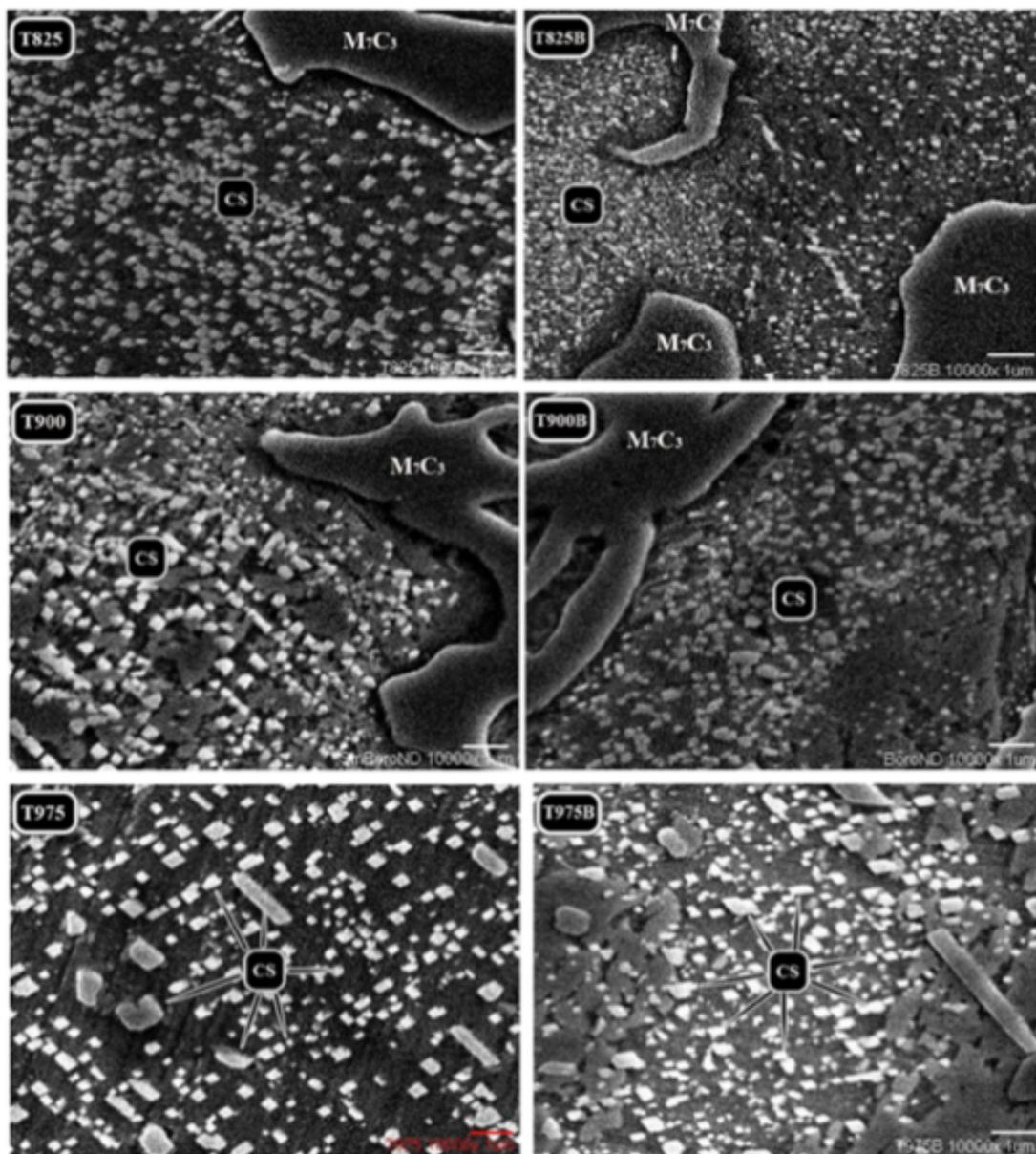


Figura 3.11 – Imagens MEV com detalhe da precipitação de carbonetos secundários (SC). [JACUINDE *et al.* 2016].

Estudo de Zeytin *et al.* (2011) com teores variando de 0,0195 a 13%, afirmam que uma quantidade máxima de adição de boro de 0,5% é suficiente para a formação de boretos de alta resistência na matriz sem reduzir sua resistência mecânica.

Zeytin *et al.* (2011), em estudo comparativo de uma liga com composição química de aproximadamente 2,8%C e 21%Cr sem boro e com adição de 0,5%B, tratadas termicamente, evidenciaram que a liga com boro formou carbonetos primários hexagonais M_7C_3 dispersos uniformemente na matriz com ampla região de carbonetos eutéticos ao seu redor e comparada a liga sem boro houve uma alteração da morfologia dos carbonetos primários eutéticos. Também, foi observado que os carbonetos secundários na liga padrão eram carbonetos M_3C semelhantes a agulhas, enriquecidos com ferro, enquanto, a liga com adição de boro continha carbonetos secundários globulares do tipo $Fe_{23}(C, B)_6$.

Chung *et al.* (2013) realizaram um estudo do refinamento de ferros fundidos branco alto cromo hipereutético com 24,8%Cr e 3,72%C com adição de nióbio, boro, vanádio e molibdênio separadamente. No presente trabalho, foi adicionado boro variando de 2 a 13%, de forma a obter quatro series de ligas: série 1 com 2,0%B, série 2 com 4,0%B, série 3 com 10,0%B e série 4 com 13,0%B.

As microestruturas representativas das amostras de HCCI adicionadas a B (B1-hipereutética, B3- quase eutética e B4-hipoeutética) são mostradas na Figura 3.14. Os autores identificaram que a microestrutura do HCCI base foi modificada à medida que B foi adicionado. Porém, diferente dos estudos, como as que tiveram Nb adicionados as amostras, o efeito de B no refinamento microestrutural foi menos profundo, o que pode ser atribuído ao fato de B ser um formador de carboneto menos forte e mais solúvel nas fases HCCI. Os autores observaram que uma boa quantidade de B pode se dissolver na matriz de austenita, carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$, além da formação de boreto M_2B .

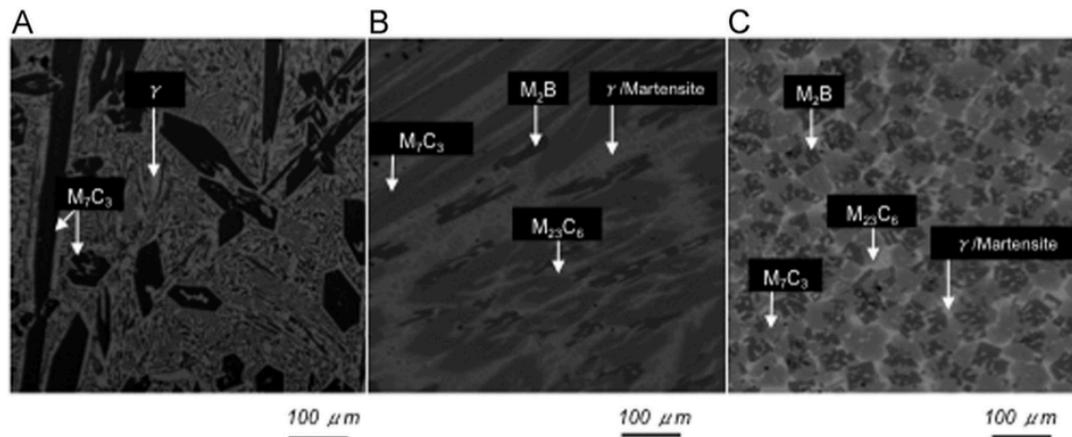


Figura 3.12 – Microestrutura obtida por MEV de ferro fundido branco alto cromo com adição de Boro. (A) B1 - HCCI hipereutético; (B) B3 - HCCI quase eutética com fase boreto nucleada. (C) B4 - HCCI hipoeutético com fase primária M_7C_3 e boreto. [CHUNG *et al.*, 2013]

Os autores identificaram que o efeito de B na solidificação e microestrutura da base HCCI, apesar de não promover a formação de novas espécies de carboneto duro no líquido, aumentou a fração volumétrica de carbonetos ao substituir átomos de C nas principais fases de carboneto presentes no HCCI, o que permitiu a saturação de carbono no fundido, favorecendo a formação de um número maior de núcleos de carboneto que crescem durante a solidificação. Na Figura 3.15 são apresentadas as morfologias das fases e a concentração de B é ligeiramente maior na fase mais escura que foi identificada como M_2B .

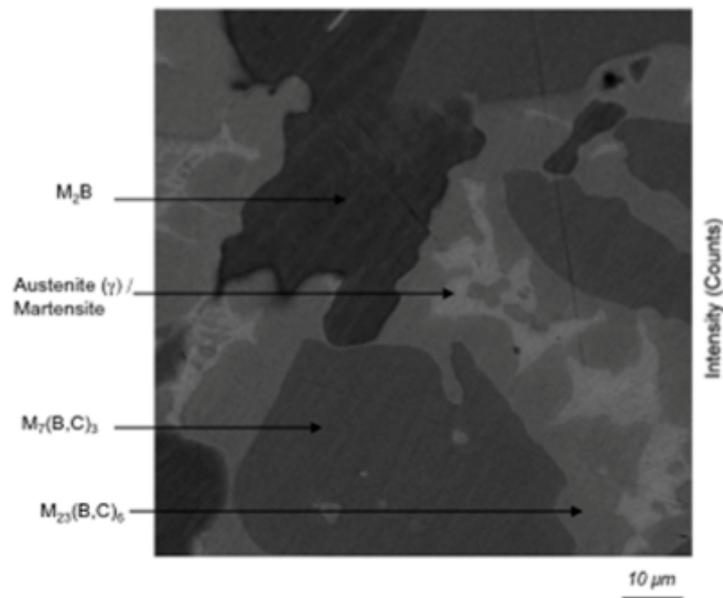


Figura 3.13 – Microestrutura obtida por MEV de ferro fundido branco alto cromo com adição de (B) B3 - HCCI quase eutética com fase boreto nucleada. [CHUNG *et al.*, 2013]

Ainda nos estudos realizados por Chung *et al.* (2013), foram realizados teste de desgaste do tipo pino-sobre-disco, com um pino esférico de nitreto de silício de 6mm de diâmetro deslizando sobre uma amostra sob uma carga normal de 10N. As perdas de volume medidas de várias amostras são apresentadas na Figura 3.16, que ilustra que a perda de volume do HCCI base diminuiu à medida que os elementos formadores de carboneto foram adicionados, o que deve ser atribuído principalmente ao aumento da dureza. Para as séries HCCI com adição de B, após a amostra nº 3, as perdas de volume atingiram o mínimo e se tornaram estáveis, correspondendo à dureza elevada e estabilizada em concentrações mais altas de B. Os autores, identificaram que a redução do dano ao desgaste ou perda de volume pela adição de elementos formadores de carboneto é significativa em todos os casos, e a série B apresentou menor perda de volume se comparada pela série com Nb. Concluíram também que entre os quatro elementos em estudo, B e Nb resultaram no melhor desempenho com perda de peso até cerca de 15 vezes menor em comparação com a do HCCI base e cerca de 10 vezes melhor que um HCCI semelhante no estado eutético sem ser modificado pela adição dos elementos formadores de carboneto duro.

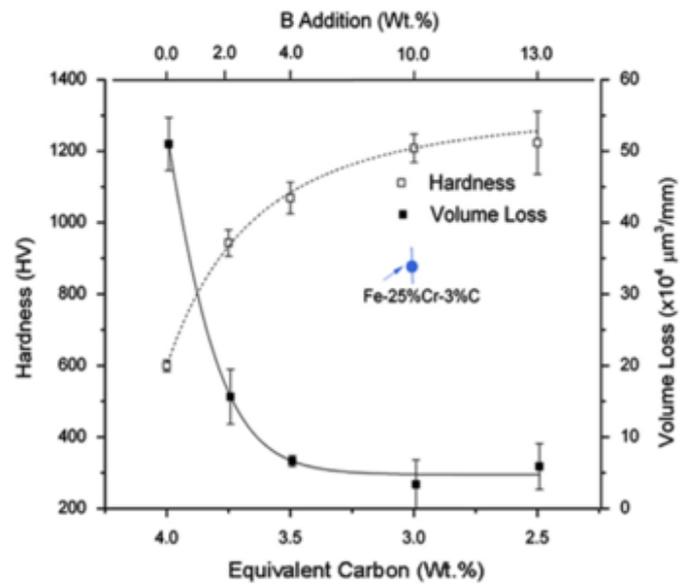


Figura 3.14 – Resultados de desgaste de pino sobre disco (pino de SiN e caga de 10N) para os FFCr modificados por B. [adaptado de CHUNG *et al.*, 2013]

4. METODOLOGIA

Este capítulo apresenta e descreve os materiais e métodos utilizados no presente estudo. As etapas realizadas foram: produção de quatro ligas por meio de processo de fundição, tratamento térmico, caracterização das amostras tratadas e não tratadas, ensaio de desgaste em laboratório roda de borracha e teste de campo (Figura 4.1).



Figura 4.1 – Fluxograma das etapas da pesquisa.

4.1 Fusão das Ligas

Na presente investigação, ferro fundido branco de alto cromo (Fe-C-Cr) foram produzidas com adições de Nb e B, usando ferro cromo alto carbono, sucata de cromo, ferro molibdênio, ferro silício, ferro nióbio com 65% de concentração em peso de Nb na liga e ferro boro com 17% de concentração em peso de B na liga e escorificante. A fundição foi realizada em forno de indução média frequência marca *Inductotherm* com potência 200kw, frequência 4000Hz, tensão 1500 volts CA de 120kg de capacidade da oficina de fundição do SENAI em Itaúna (Figura 4.2).



Figura 4.2 – Forno de Indução *Inductotherm*.

Para produção das quatro ligas foram definidas as composições químicas, a saber:

- (1) Liga Cr-CI: Ferro fundido branco alto cromo ASTM A532 IIIA;
- (2) Liga CrNb-CI: Ferro fundido branco alto cromo ASTM A532 IIIA com adição de 2%Nb;
- (3) Liga CrB-CI: Ferro fundido branco alto cromo ASTM A532 IIIA com adição de 0,5%B;
- (4) Liga CrNbB-CI: Ferro fundido branco alto cromo ASTM A532 IIIA com adição simultânea de 2%Nb e 0,5%B.

Para a obtenção da composição química da liga CrNb-CI com adição de nióbio, foi consultado os estudos de Filipovic et al. (2013), no qual a adição de Nb no ferro fundido branco alto cromo, para a liberação de uma maior concentração de carbonetos NbC, varia entre 0,06% a 3,0%. Os autores concluem que, quanto maior a adição de Nb em ligas Fe-Cr-C-Nb, melhor o resultado para a resistência ao desgaste, tenacidade à fratura e consideram o teor de 3%Nb como ideal. No entanto, um dos objetivos do presente trabalho foi obter uma liga de ferro fundido branco alto cromo com adição de Nb que, além de apresentar maior durabilidade e resistência ao desgaste abrasivo em comparação com a liga base sem nióbio, tivesse a melhor relação custo-benefício. Assim, devido ao alto custo do FeNb (US\$ 35,00 dólares o quilo, cotação de 2017), optou-se pela adição máxima de Nb em 2,0% de concentração em peso.

Para a liga CrB-CI definiu-se a adição de 0,5%B de concentração em peso porque em estudos de Kim et al. (2009) para avaliar o efeito do boro em liga de ferro fundido branco alto cromo com teor do boro variando de 0 a 2,6% em peso de concentração, concluiu que a resistência ao desgaste abrasivo em ensaio roda de borracha conforme norma ASTM G65, melhorou à medida que aumentava a concentração de boro em até 0,6% em peso, sendo acima deste valor a resistência ao desgaste abrasivo foi quase saturada.

Para produção das quatro ligas deste estudo, foram realizadas duas fusões de 110Kg com temperatura de fusão da liga base Cr-CI aquecida a 1580°C. Para obtenção da liga Cr-CI após obtenção da composição química no banho líquido, foram vazados 55Kg e no restante da carga foram adicionados Fe-Nb para obtenção da liga CrNb-CI. Para obtenção da liga CrB-CI foi realizada uma segunda fusão de 110Kg com adição de Fe-B e após obtida a composição química almejada, foram vazados 55Kg do material. No restante da carga foi adicionado Fe-Nb para obtenção da liga CrNbB-CI para adição conjunta de Nb e B. A composição química foi analisada por espectrometria de emissão óptica Marca Spectromax e para determinação do teor de boro foi utilizado espectrômetro de emissão por plasma, marca Perkin Elmer, modelo Optima 8300.

Na Tabela IV.1 são apresentadas as cargas dos principais elementos utilizados na fusão das quatro ligas.

Tabela IV.1 – Carga utilizada na fusão das ligas (Kg).

Material	Cr-CI	CrNb-CI	CrB-CI	CrNbB-CI
Ferro Cromo	9,5	9,5	9,5	9,5
Retorno IIIA	10,6	10,6	10,6	10,6
Sucata de Cromo	35,2	35,2	35,2	35,2
Ferro Molibdênio	1,09	1,09	1,09	1,09
Ferro Nióbio		0,85		0,85
Ferro Boro			0,8	0,8

4.2 Tratamento Térmico

Após a fusão, parte das amostras de todas as quatro ligas foram submetidas a um tratamento térmico de recozimento, seguida de austenitização, têmpera ao ar forçado e revenimento. Manteve-se parte das amostras no estado bruto de fusão para comparar a sua microestrutura com as tratadas termicamente.

O tratamento térmico foi realizado de acordo com a prática experimental da empresa Fundição Metalúrgica Soares (Norma ASTM A 532:2014) seguindo as seguintes etapas: por meio dos ciclos de recozimento para alívio de tensões, seguida de austenitização a 1020°C seguido de resfriamento ao ar forçado por meio de bateria de ventiladores e por último o revenimento. (Figura 4.3).

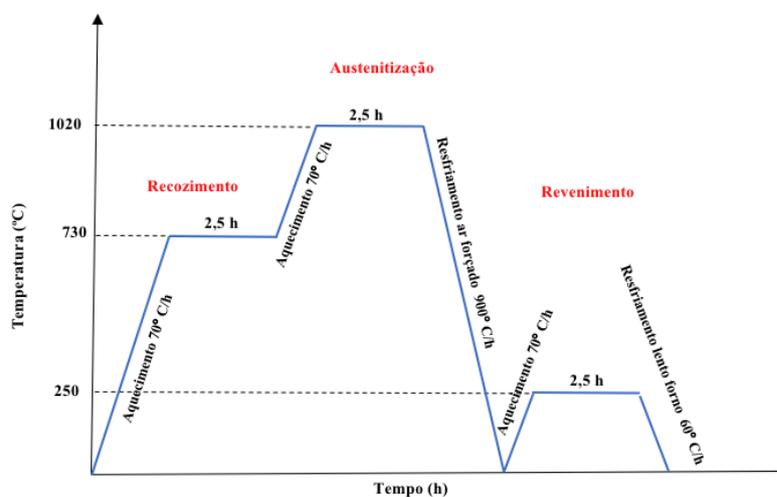


Figura 4.3 – Esquema do tratamento térmico empregado nas ligas.

Na Figura 4.4 (a) é apresentado o equipamento forno tipo Mufla e na Figura 4.4 (b) a bateria de ventiladores utilizados no tratamento térmico da fundição Metalúrgica Soares.

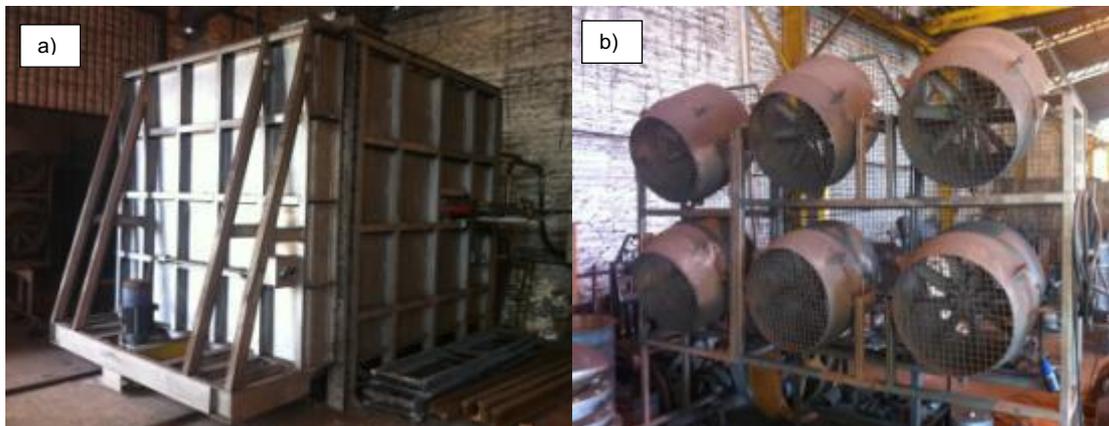


Figura 4.4 – Equipamentos utilizados no tratamento térmico das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. (a) forno tipo Mufla e (b) bateria de ventiladores.

4.3 Difractometria de Raios X (DRX)

Para identificação da estrutura cristalina das quatro ligas não tratadas e tratadas termicamente, foram realizadas a caracterização por meio da difratometria de raios X (DRX) no Laboratório de Cristalografia do Departamento de Física da UFMG, em difratômetro da marca PANALYTICAL, modelo Empyrean, com detector de estado sólido PIXcel3Dr e radiação de Cu ($Z=29$) - $K\alpha$ ($\lambda=1,54184 \text{ \AA}$) e $K\alpha_1$ ($\lambda=1,54056 \text{ \AA}$). O intervalo de varredura foi de 10 a 100° e passo de $0,03^\circ/s$.

4.4 Simulações Termodinâmicas (ThermoCalc)

No presente estudo, o software ThermoCalc® foi utilizado para a análise termodinâmica das quatro ligas a partir da composição química para estabelecer:

- As reações que ocorrem na temperatura eutética e a fração volumétrica das fases de B e Nb.
- O percentual de carbonetos primários na microestrutura.

- O percentual de fases, bem como a composição química, da austenita e do carboneto em equilíbrio na temperatura de austenitização de 1020°C prévia à tempera.
- Os tipos de carbonetos presentes desde a temperatura eutética até a temperatura de 500°C.

A adição de elementos de liga tais como cromo, boro e nióbio modificam as fases que ocorrem no resfriamento de ligas de ferro fundido branco. A análise utilizando o software ThermoCalc® nos permite prever as modificações estruturais que possam ocorrer com a adição desses elementos de ligas.

4.5 Microscopia Óptica

Para a análise das superfícies brutas de fusão e tratadas termicamente utilizou-se as barras fundidas de dimensões 75x25x12,7mm. Foram cortadas as amostras transversalmente e longitudinalmente utilizando-se equipamento de corte de precisão IsoMet® 1000 (Laboratório de Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – DEMET, da UFMG). Após o corte, foi realizado o embutimento a quente utilizando baquelite. Em seguida, foi realizado o lixamento com lixas de carbeto de silício (SiC) seguindo a ordem de granulometria 120, 220, 320, 400, 600 e 1200mesh. Após lixadas, as amostras foram polidas utilizando-se pasta de diamante de granulometria e na sequência de 9µm, 3µm e 1µm.

Para diferenciar as fases presentes nas ligas, foi realizado o ataque químico das amostras utilizando o reagente Vilella (1g ácido pícrico, 5ml HCl concentrado, 100ml álcool etílico PA) por imersão durante 8 segundos. Com este procedimento, os carbonetos eutéticos ou primários e a austenita não são atacados, enquanto martensita e ferrita mais carbonetos secundários adquirem uma coloração cinza ou amarelada. O ataque não permite, no entanto, diferenciar a martensita da ferrita mais carbonetos.

O uso de Glicerégia (3 partes glicerina, 2 partes HCl, 1 parte HNO₃) permite diferenciar martensita, austenita retida e ferrita, além de destacar os carbonetos. O ataque foi realizado por esfregamento (*swabbing*) por um minuto com o reagente aquecido a 60°C.

4.6 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Também, para caracterização estrutural das ligas, foram utilizados os equipamentos Microscópio Eletrônico de Varredura FIB – Quanta FEG 3D FEI e o MEV JEOL JSM – 630LV pertencentes ao Centro de Microscopia da Universidade Federal de Minas Gerais. Os equipamentos possuem Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS) acoplado.

O Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) FEI, modelo Inspect® S50 e Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS) EDAX, modelo Genesis®, acoplado ao MEV, do laboratório de Microscopia Eletrônica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da UFMG, foram utilizados para análises complementares.

4.7 Macro dureza Vickers

Foram realizados ensaios de Macro dureza Vickers no equipamento Durômetro Vickers da marca WPM do Laboratório de Ensaios Destrutivos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, seguindo a norma NBR NM 188-1:1999. A carga aplicada foi de 50kgf (490N) com tempo de penetração de 15s. Realizado nove medidas para cada liga utilizando barras após usinagem (Figura 4.5).

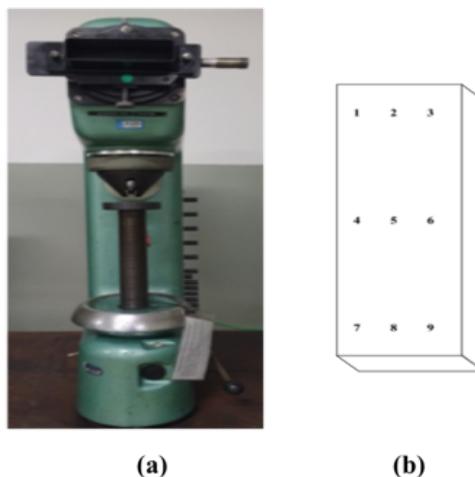


Figura 4.5 – (a) Durômetro Vickers. (b) Desenho esquemático das posições do ensaio de macro dureza Vickers. [produzida pelo autor]

4.8 Ensaio de Abrasão por Roda de Borracha

Segundo Lima (2008), o Abrasômetro tipo Roda de Borracha foi apresentado pela primeira vez por Haworth em 1948 e consiste em um disco de aço revestido com um anel de borracha que gira em contato com a superfície do corpo-de-prova, com abrasivo na interface. Permite realizar ensaios a seco ou a úmido, com alta confiabilidade de resultados, sendo empregado tradicionalmente na indústria de mineração; usa-se para classificar materiais quanto a sua resistência ao desgaste.

Uma representação esquemática do ensaio de abrasão roda de borracha é apresentada na Figura 4.6 que consiste em atritar um corpo de prova padronizado com uma areia de granulometria controlada. O abrasivo é introduzido entre o corpo de prova e um anel de borracha de dureza especificada, provocando o desgaste, conforme a ASTM G 65-00 (2001).

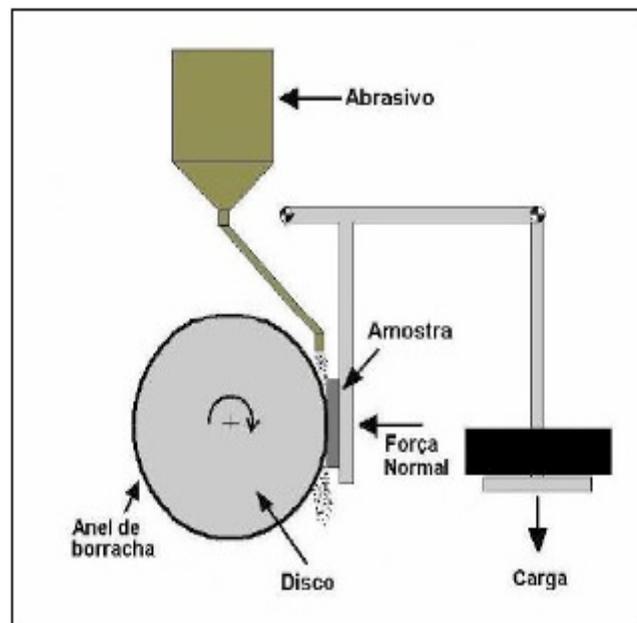


Figura 4.6 – Representação esquemática de abrasômetro roda de borracha. [Norma ASTM G 65, 2001].

Neste ensaio, a amostra plana é colocada na vertical tangenciando a roda revestida de borracha e sobre o corpo de prova é aplicada a carga normal com o uso de um peso morto sobre o braço de alavanca. Para a quantificação do desgaste é medida a massa da amostra, antes e depois de cada ensaio em uma balança analítica.

A resistência ao desgaste abrasivo das quatro ligas foi avaliada de acordo com a norma ASTM G65-04 procedimento "A" por meio de um abrasômetro tipo roda de borracha do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG (Figura 4.7). Para o ensaio foram utilizados 3 corpos de prova tratado termicamente nas medidas de 76,2x25,4x12,7mm de cada uma das ligas: Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. Na Figura 4.11 (b) é apresentado o sistema abrasivo por três corpos do equipamento: amostra, fluxo de areia e roda de borracha.

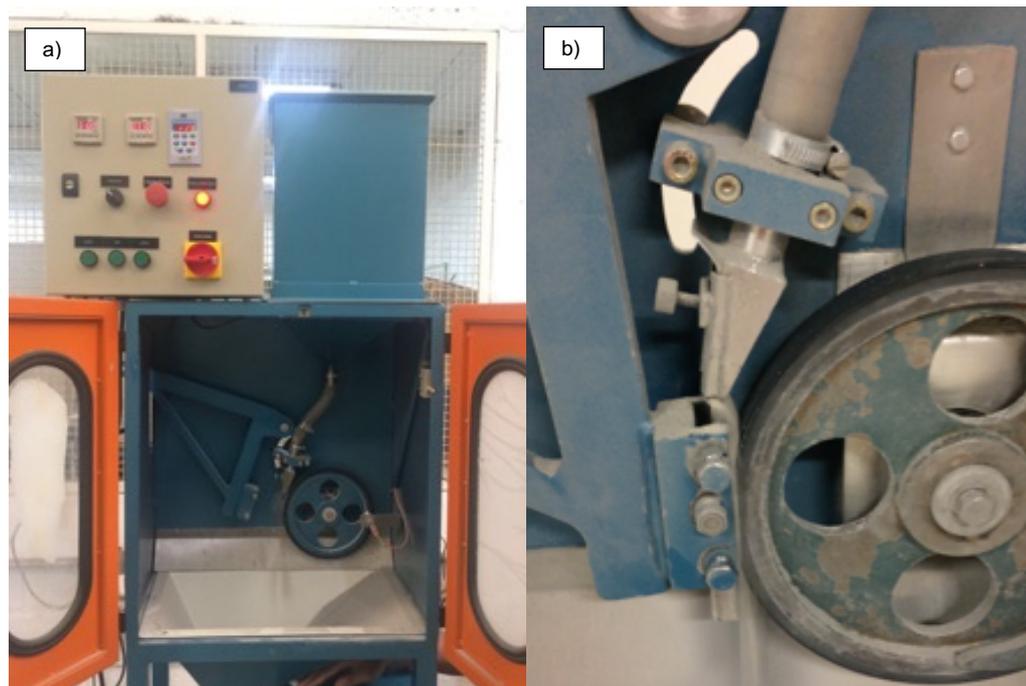


Figura 4.7 – (a) equipamento de ensaio de abrasão roda de borracha. (b) detalhe do sistema abrasivo por três corpos.

Na Figura 4.8 é apresentado o processo de usinagem das amostras produzidas para os ensaios laboratoriais de desgaste abrasivo roda de borracha. Procedeu-se ao processo de fresamento para garantir a planicidade das faces que é um requisito importante para a realização dos ensaios de desgaste abrasivo.



Figura 4.8 – Usinagem da amostra por fresamento.

Para avaliar a influência dos elementos de nióbio e boro na resistência ao desgaste abrasivo da liga de ferro fundido branco alto cromo, foram realizados ensaios laboratoriais em quatro severidades: carga de 45N e areia de 50mesh, carga de 45N e areia de 100mesh (menor severidade), carga de 130N e areia de 50mesh (maior severidade) e por último carga de 130N com areia de 100mesh. No ensaio, a rotação da roda foi mantida constante a 200,3 rpm, vazão de 300g/min da areia abrasiva e número de rotações equivalente a 15 minutos. Os testes foram realizados para cada uma das três réplicas das quatro ligas com tempo total do teste de 90 min para cada; isto exclui o tempo gasto na medição da perda volumétrica, que foi realizada pesando as amostras a cada 15 minutos. Foram realizados 288 ensaios de 15 minutos cada, totalizando 72 horas de ensaio com consumo de 52 pacotes de areia.

Para manter a mesma condição de teste, adotou-se o controle de verificação da vazão de 300g/min a cada ensaio realizado de 15 min e de retifica da roda de borracha a cada 270 minutos de ensaio (Figura 4.9)

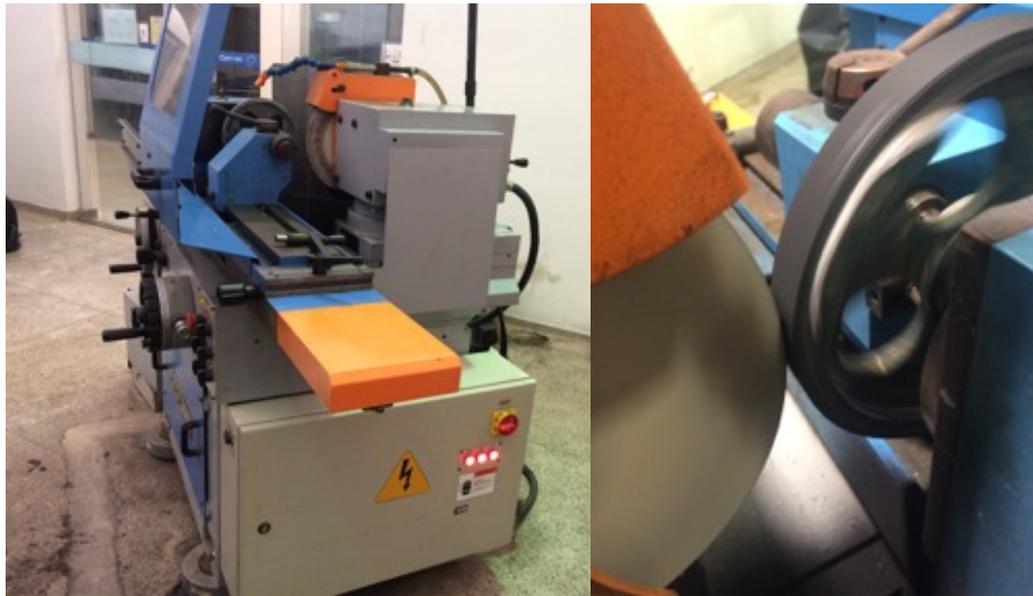


Figura 4.9 – Retifica da Roda de Borracha.

Nas Figuras 4.10 e 4.11 são apresentados os pacotes de areia nas granulometrias de 50 e 100mesh adquiridas do IPT com suas respectivas análises de MEV por elétrons secundários para a medição do tamanho das partículas abrasivas.

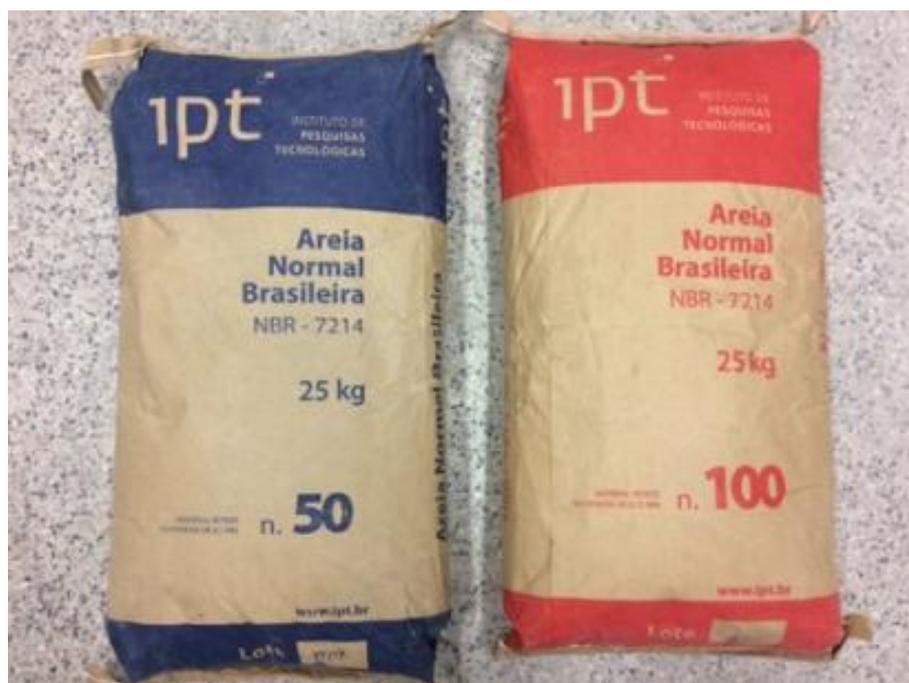


Figura 4.10 – Areia Normal Brasileira fração 50 e 100mesh adquirida do IPT.

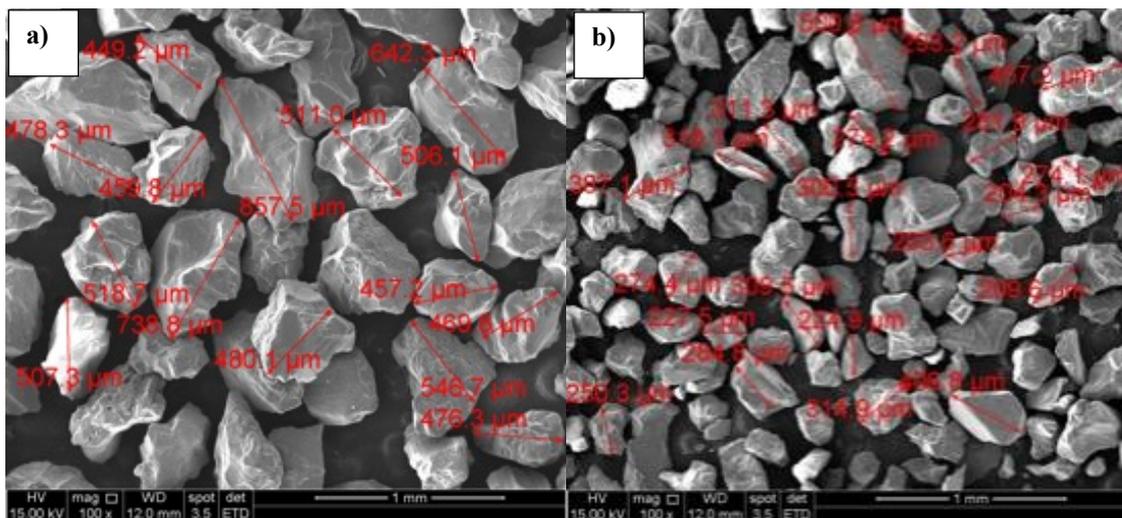


Figura 4.11 – Imagem MEV por elétrons secundários das areias adquiridas do IPT: (a) areia de granulometria 50mesh e (b) areia de granulometria 100mesh.

Antes e após cada ensaio de abrasão roda de borracha, as peças foram lavadas por 10 minutos em banho ultrassônico com uso de equipamento da marca UltraCleaner 700 (Figura 4.12 (a)), com uso de álcool etílico. Após limpeza, as peças foram secas (Figura 4.12 (b)) e pesadas com uso de balança analítica da marca Denver Instrument APX-200 (Figura 4.12 (c)), ambos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.

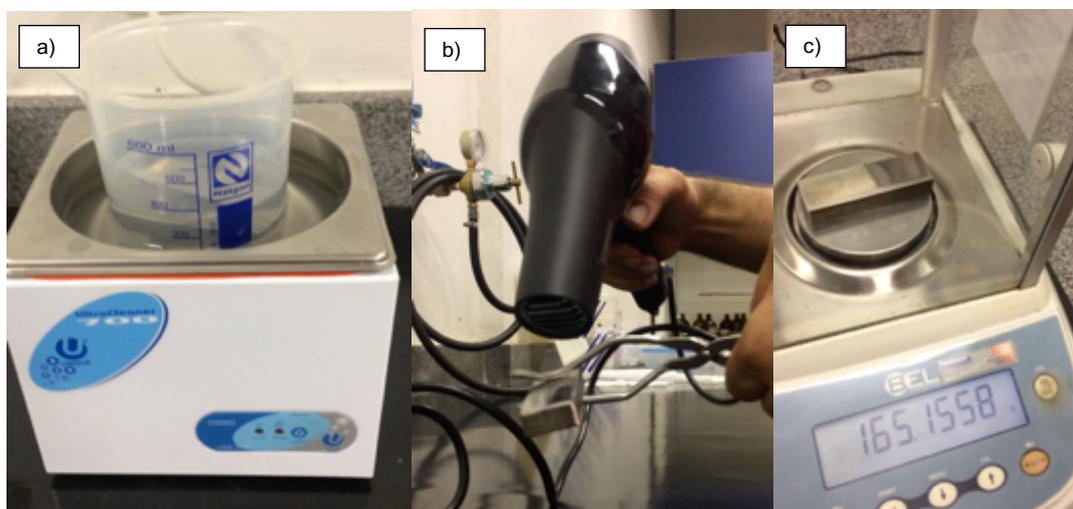


Figura 4.12 – (a) banho ultrassônico com uso de equipamento da marca UltraCleaner 70. (b) secagem das amostras para pesagem. (c) balança analítica da marca Denver Instrument APX-200.

A perda de massa após cada ensaio foi calculada pela diferença entre os valores da massa antes e depois do teste utilizando uma balança analítica conforme Equação 1.

$$\text{Perda de massa} = \text{massa inicial} - \text{massa final} \quad (1)$$

Para garantir que apenas a massa perdida fosse mensurada, após cada ensaio a limpeza das amostras foi feita por ultrassom, sendo composta por uma etapa de 10 minutos em imersão em álcool etílico, seguida de secagem da amostra. Por último, foi definido a taxa de desgaste calculada de acordo com a Equação 2.

$$\text{Taxa de desgaste} = \frac{\text{volume perdido (mm}^3\text{)}}{\text{tempo de teste (min)}} \quad (2)$$

Para a determinação da perda volumétrica acumulada (em mm³) de cada uma das quatro ligas, foi calculada a densidade utilizando o método de Arquimedes para materiais não porosos conforme a Equação 3 (MAZALI, 2010).

$$d_s = \frac{m_s}{m_s - m_L} * d_{H_2O} \quad (3)$$

Onde d_s é a densidade do sólido, m_s é a massa do sólido, m_L é a massa do sólido submerso em água destilada a temperatura ambiente de 25,6°C e d_{H_2O} é a densidade da água.

As massas foram determinadas utilizando balança analítica da marca Instrument APX-200 com precisão de $\pm 0.001g$.

Na Tabela IV.2 são apresentados os valores das densidades das quatro ligas (Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI).

Tabela IV.2 – Valores de densidade das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI.

Liga	M sólido (g)	M sólido submerso (g)	Densidade (g/cm³)
Cr-CI	4,8376	4,1882	7,4281
CrNb-CI	4,8762	4,221	7,4215
CrB-CI	3,5965	3,0998	7,2193
CrNbB-CI	5,0608	4,3525	7,1243

4.9 Análise Estatística

Para a análise estatística utilizou-se o modelo denominado por "Modelo Estatístico Linear Marginal Multivariado" (MARTINEZ, 2012), que é uma das técnicas contidas na Análise Estatística Longitudinal de Dados (FUNATOGAWA e FUNATOGAWA, 2018). Esta análise estatística foi realizada a partir de resultados de testes de desgaste abrasivo por roda de borracha, produzidos em Laboratório, para as quatro ligas de ferro fundido branco alto cromo: Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI, CrNbB-CI com diferentes severidades, variando a carga (45N e 130N) e o tamanho do abrasivo (50 e 100mesh). Desta forma, a análise estatística buscou analisar simultaneamente a influência da composição química (04 variáveis), do nível de carga (02 variáveis) e da severidade do abrasivo (02 variáveis), no volume de desgaste abrasivo de ligas de ferro fundido branco alto cromo utilizando a análise estatística longitudinal.

Este modelo é utilizado nos casos em que o processo de desgaste abrasivo há dependência temporal entre uma medição em um tempo t_2 de uma medição no tempo t_1 ($t_2 > t_1$), ou seja, o volume desgastado medido ao longo do tempo depende do nível de desgaste anterior que a amostra sofreu. Se um teste de desgaste é realizado por 90 minutos e interrompido de 15 em 15 minutos para realização de medição da perda de massa, cada nova medição do volume desgastado poderá ser influenciada pela medição anterior. Este modelo estatístico baseado no Teorema de Gauss-Markov, permite tratar os dados considerando esta dependência temporal dos dados.

Na análise de regressão linear, assume-se que os erros da regressão são homocedásticos (todos com a mesma variância) e não correlacionados (as covariâncias são todas iguais a zero). O desgaste abrasivo é uma situação em que essas suposições não são verdadeiras. Enquanto isso, o modelo estatístico multivariado marginal permite heteroscedasticidade (erros podem ter variâncias diferentes) e correlação (covariâncias entre erros podem ser diferentes de zero). Os diferentes fatores que influenciam a resposta “perda volumétrica acumulada” são analisados simultaneamente. O modelo estatístico com adequado ajuste à totalidade dos dados experimentais indica qual o fator que tem maior influência neste parâmetro temporal.

O objetivo desse estudo foi propor um modelo estatístico que relacione as variáveis da perda volumétrica acumulada (medida em mm^3), a variação da perda volumétrica (medida em mm^3) em testes de desgaste abrasivo roda de borracha, conforme norma ASTM G65-04, com amostras de quatro ligas diferentes de ferro fundido branco alto cromo e com variáveis independentes que provocam o desgaste nas amostras ao longo do tempo. Essas variáveis independentes são: força aplicada no processo (medida em Newtons, com dois níveis: 45N e 130N), granulometria da areia usada no processo de desgaste (medida em Mesh, com dois níveis: 50mesh e 100mesh), tipo de liga de ferro fundido branco alto cromo utilizada no processo (sem elemento de liga (Cr-CI), com boro (CrB-CI), nióbio (CrNb-CI) e com nióbio e boro (CrNbB-CI), ao longo das medições feitas durante o tempo de desgaste (seis medições feitas igualmente espaçadas no intervalo de 15 minutos com duração total do processo de desgaste de cada amostra de ferro fundido igual a 90 minutos).

De posse dos resultados desta análise estatística, pode-se estimar qual liga teria melhor desempenho à resistência ao desgaste em condições de severidade branda, no processo de mineração do ferro, em testes industriais.

Os testes laboratoriais foram realizados segundo a Norma ASTM G65-04, que tem aplicação em condições de severidade branda, o que foi confirmado neste trabalho.

É importante salientar que este estudo foi conduzido junto a Empresa Júnior de Estatística da UFMG, pelo então aluno do Curso de Estatística, Gustavo Godinho (GODINHO, 2019).

4.10 Testes em Campo

Após construído o modelo estatístico, foi realizado um planejamento de testes industriais onde ocorre desgaste em escala industrial no processo de mineração de minério de ferro. Os testes industriais foram realizados em regiões de chutes que os mecanismos de desgaste operativos fossem diferentes entre si (severidade branda e severidade alta) e o desgaste foi medido pela perda de massa por tempo até a retirada planejada das amostras.

Foram escolhidos dois equipamentos de transferência de minério, sendo Chute de Transferência (submetido à severidade mais alta) e Alimentador de Correia (submetido à severidade mais branda) de duas Mineradoras de Grande porte, ambas situadas em Minas Gerais – Brasil.

Devido as tribocondições do campo (tamanho, forma, dureza, distribuição granulométrica do minério de ferro, umidade, velocidade e carga) não serem constantes no tempo, todas as quatro ligas foram testadas simultaneamente para possibilitar uma comparação do desgaste entre as amostras. Para a realização do teste de um grupo simultâneo de várias amostras, foi desenvolvido um projeto (Figura 4.13), usando uma placa de referência em material de ferro fundido branco alto cromo classe IIIA tratada termicamente com dureza de 60HRC nas medidas de 190mm de largura por 390mm de comprimento com 40mm de espessura, por ser esta dimensão padrão das placas de desgaste utilizadas pelas duas Mineradoras.

Para a fixação dos três conjuntos de amostras das quatro ligas em estudo tratadas termicamente, também usinados a partir das amostras de 76x25x12mm, foram realizados cortes longitudinais pelo processo de usinagem por eletroerosão na placa padrão, totalizando 12 amostras nas medidas de 75x20x10 mm.

Para garantia da fixação da placa de referência durante os testes de campo sujeitos a força de impacto e cisalhamento, foram fixados dois parafusos no substrato da placa e para garantia da fixação do conjunto de amostras foram utilizados a técnica de rabo de andorinha para travamento na placa de referência.

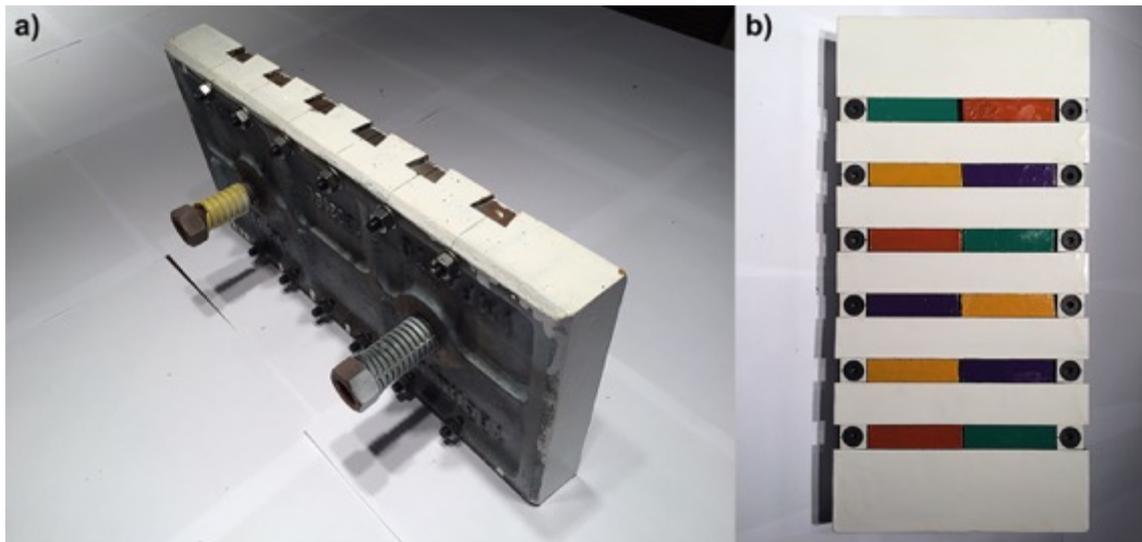


Figure 4.13 – Projeto da placa de desgaste referência com instalação de três réplicas das amostras das quatro ligas nas medidas de 75x20x10mm. (a) placa 390x190x40mm com parafusos de fixação. (b) conjunto de amostras: liga Cr-CI (verde), CrB-CI (laranja), CrNb-CI (roxo) e CrNbB-CI (amarelo).

Para comparação do desgaste entre as quatro ligas testadas foi determinado a perda de massa de todas as 12 amostras conforme Equação 1, que avalia o peso antes e após cada teste em campo. A pesagem foi realizada em balança analítica da marca Denver Instrument APX-200 com precisão de $\pm 0.001\text{g}$.

4.11 Análise de Custo-Benefício

Para avaliar a viabilidade econômica da adição de Nb e / ou B ao ferro fundido branco com alto teor de cromo, estimou-se o custo de produção de cada liga.

Os valores de custo unitário foram calculados para uma placa padrão com dimensões 190x390x40mm, pesando aproximadamente 20kg. Calculado o custo unitário da placa da liga base Cr-CI (US\$/kg), o custo das outras ligas (CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI) foi determinado incluindo somente o custo de adição de Nb e/ou B ao valor unitário da liga base.

Multiplicando os parâmetros de Consumo Relativo (CR) e Custo Unitário da Placa (UC) foi proposto no trabalho presente, um novo parâmetro, o parâmetro “Custo Relativo de

Reposição” (RRC). O parâmetro RRC estima o custo relativo de substituição de placas desgastadas de diferentes ligas, durante um período de tempo em uma determinada aplicação. Este parâmetro é especialmente importante para balancear o efeito benéfico da adição de elementos de liga na redução do desgaste e o efeito prejudicial de aumentar o custo da nova liga, ao adicionar elementos de liga. Ou seja, é um parâmetro que busca avaliar o fator custo-benefício.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados e discussão presentes neste capítulo foram divididos em quatro principais partes. A primeira parte é relacionada à caracterização microestrutural das ligas nos estados bruto de fusão e tratado termicamente, objetivando entender a influência da composição química e do tratamento térmico na resistência ao desgaste abrasivo das ligas. A segunda parte é apresentado os resultados da perda volumétrica acumulada das quatro ligas nos ensaios de desgaste abrasivo roda de borracha. Na terceira parte é discutido por meio da análise estatística como os elementos de boro e nióbio influenciaram na resistência ao desgaste abrasivo para as diversas severidades de ensaio. Na quarta e última parte são apresentados os resultados do teste de campo com a análise da perda de massa e estimativa do parâmetro RRC na tentativa de estimar o custo-benefício, uma medida da razão entre ganho de resistência ao desgaste ao se adicionar elementos de liga em uma liga de ferro fundido branco de alto cromo versus custo da adição dos elementos de liga Nb e/ou B.

5.1 Fusão das Ligas

Para produção das quatro ligas deste estudo, foram produzidas duas fusões de 110Kg na oficina de fundição do SENAI de Itaúna. Após a realização das análises químicas por espectrometria óptica e realizadas todas as correções necessárias, as composições finais das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI com as quais foram produzidas as amostras para os demais testes, são apresentadas na tabela V.1.

Tabela V.1 – Composição química em % peso das ligas em ferro fundido branco alto cromo sem nióbio e boro (Cr-CI), com adição de nióbio (CrNb-CI), com adição de boro (CrB-CI) e com adição de Nb e B (CrNbB-CI).

Liga	C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo	Nb	B
Cr-CI	2,91	24,60	0,79	1,00	0,54	1,00		
CrNb-CI	2,92	24,75	0,83	0,82	0,43	1,05	2,35	
CrB-CI	3,01	24,74	1,14	0,85	0,40	0,97		0,53
CrNbB-CI	2,87	25,00	0,70	0,93	0,45	1,12	2,34	0,62

Nas Figuras 5.1 a 5.4 são apresentadas as etapas durante o processo de fusão das quatro ligas com o preenchimento dos moldes de fundição.



Figura 5.1 – Fusão das ligas em Forno de Indução *Inductotherm*.



Figura 5.2 – Fusão da liga sem nióbio e boro (Cr-CI) e da Liga com nióbio (CrNb-CI) e preenchimento dos moldes.



Figura 5.3 – Fusão da Liga com boro (CrB-CI) e da Liga com boro e nióbio (CrNbB-CI) e preenchimento dos moldes.

Nas figuras 5.4 e 5.5 são apresentadas as etapas de desmoldagem e rebarbação.



Figura 5.4 – Retirada dos contrapesos para desmoldagem das placas e amostras.



Figura 5.5 – (a) desmoldagem das amostras e (b) rebarbação.

5.2 Tratamento Térmico

Após rebarbadas todas as amostras foram separadas por tipo de liga e parte das amostras foram tratadas termicamente. As velocidades de aquecimento e resfriamento estão indicadas na Figura 4.7.

O tratamento foi realizado na Metalúrgica Soares em Itaúna juntamente com outras peças de ferro fundido branco alto cromo (Figuras 5.6 e 5.7) a fim de completar a carga do forno e reduzir o custo do tratamento térmico.



Figura 5.6 – Início da abertura do forno após o ciclo de austenitização. [produzida pela Metalúrgica Soares]



Figura 5.7 – Detalhe das amostras fundidas após abertura do forno ao final da manutenção da temperatura de austenitização. [produzida pela Metalúrgica Soares]

5.3 Análise ThermoCalc (TC) e Difractometria de Raios X (DRX)

A partir da composição química de cada liga, utilizou-se o software ThermoCalc® para estabelecer:

- As reações que ocorrem na temperatura eutética e a fração volumétrica das fases de B e Nb.
- O percentual de carbonetos primários na microestrutura.
- O percentual de fases, bem como a composição química, da austenita e do carboneto em equilíbrio na temperatura de austenitização de 1020°C prévia à tempera.
- Os tipos de carbonetos presentes desde a temperatura eutética até a temperatura de 500°C.

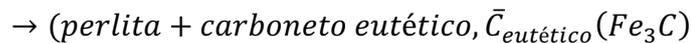
As ligas de ferro fundido branco (Fe, C>2,11%) tem suas propriedades determinadas pelas microestruturas resultantes da reação eutética. As fases cristalinas de equilíbrio que ocorrem, na ausência de adição de elementos de liga, são apenas 03 fases: Estrutura Cristalina Cúbica de Fase Centrada (Fe_{CFC} (γ -Fe), CFC) denominada de austenita, Estrutura Cristalina Cúbica de Corpo Centrado (Fe_{CCC} (α -Fe), CCC), denominada de ferrita e a Estrutura Cristalina Ortorrômbica, um composto cristalino, Fe_3C , denominado cementita (ICDD 00-011-0550). A adição de elementos de liga ao ferro fundido branco e em solução sólida nestas fases altera o parâmetro de rede e/ou muda a estrutura cristalina, produzindo desta forma novas fases cristalinas.

Considerando a liga de ferro fundido branco, a reação eutética controla como se dará a distribuição destas fases produzindo o que se denomina microestrutura. Uma liga Fe-C com uma composição eutética ($X_{eutética}$: 4,3C%), na temperatura eutética ($T_{eutética}$: 1148°C) forma no resfriamento, o que se denomina microestrutura eutética. E as fases resultantes recebem a denominação de produtos eutéticos, como os carbonetos eutéticos. Se o teor de carbono é menor que a $X_{eutética}$, espera-se uma microestrutura denominada hipoeutética. Se o teor de carbono é maior que a $X_{eutética}$, espera-se uma microestrutura denominada hipereutética. As reações que ocorrem durante um resfriamento lento (no equilíbrio) a partir da $T_{eutética}$, podem ser descritas como:

Reação Eutética:



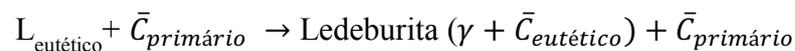
Se o resfriamento se faz até uma temperatura abaixo da temperatura eutetóide (727°C), temos:



Se a liga é hipoeutética, %C < X_{eutética}, podemos escrever a reação como sendo:



Se a liga é hipereutética, %C > X_{eutética}, podemos escrever a reação como sendo:



Abaixo da temperatura eutetóide a austenita se transforma no constituinte perlita (Ferrita mais carboneto, na forma lamelar)

A adição de elementos de liga tais como cromo, boro e nióbio modificam as fases que ocorrem no resfriamento de ligas de ferro fundido branco. A análise utilizando o software ThermoCalc nos permite prever as modificações estruturais que possam ocorrer com a adição desses elementos de ligas.

5.3.1 Análise ThermoCalc (TC) da Liga Cr-CI

A Figura 5.8 apresenta o diagrama de fases no resfriamento da liga base Cr-CI simulada pelo TC em um resfriamento em equilíbrio.

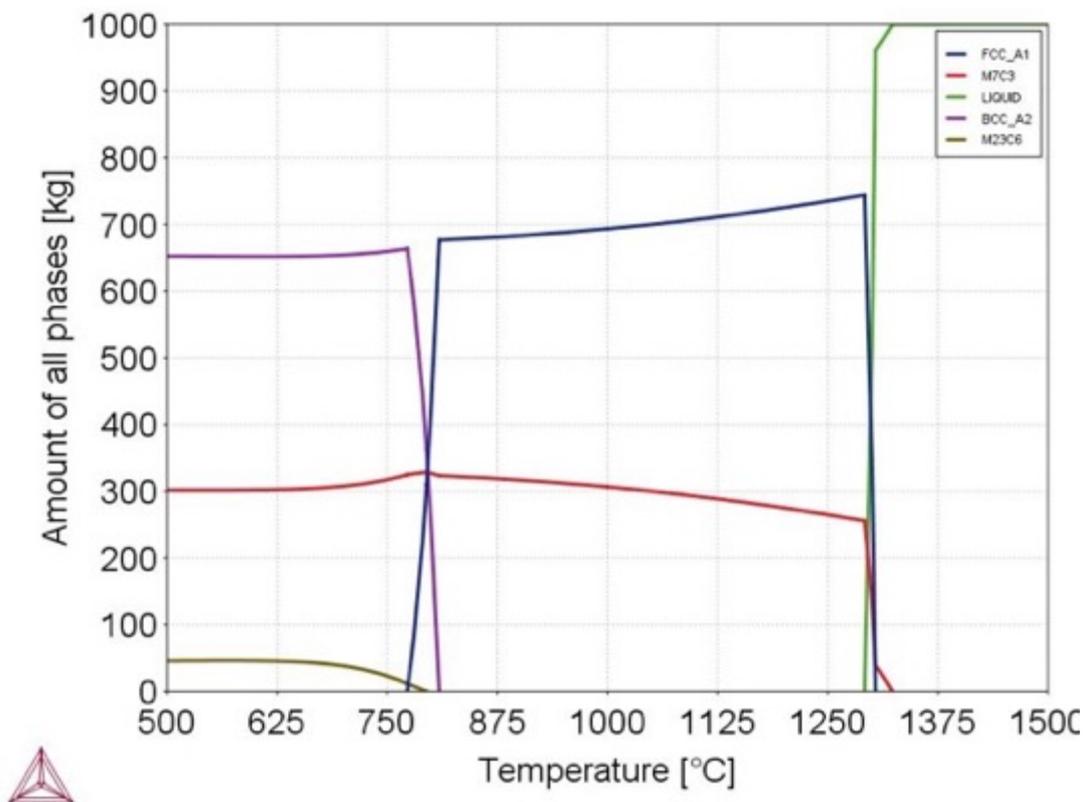


Figura 5.8 – Curva de fração volumétrica das fases por temperatura no resfriamento em equilíbrio estimado por TC da liga Cr-CI [Thermocal UFRJ].

A temperatura eutética estimada é igual a 1310°C. Há precipitação de carbonetos primários M_7C_3 indicando que a liga deve apresentar uma microestrutura hipereutética.

A reação prevista para ocorrer na temperatura eutética pode ser escrita como:



Na temperatura de 600°C estima-se ter 58,6% de ferrita, 4,8% de $M_{23}C_6$ e 36,6% de M_7C_3 .

Na temperatura de 1020°C, temperatura de austenitização, tem-se: 63,6% de austenita e 36,4% de M_7C_3 .

5.3.2 DRX da Liga Cr-CI

Para a determinação das fases cristalinas foram utilizadas as seguintes fichas ICDD: Fe_{CC} (α -Fe) - 0006-0696, Fe_{CFC} (γ -Fe), - 00033-0397, Cr_7C_3 - 00036-1482, $Cr_{23}C_6$ -035 0783, $(Fe_{1,1} Cr_{0,9}) B_{0,9}$ - 010721073.

Na Figura 5.9 são apresentadas as fases encontradas na difração de raios X da liga Cr-CI, nas condições bruta de fusão e após tratamento térmico.

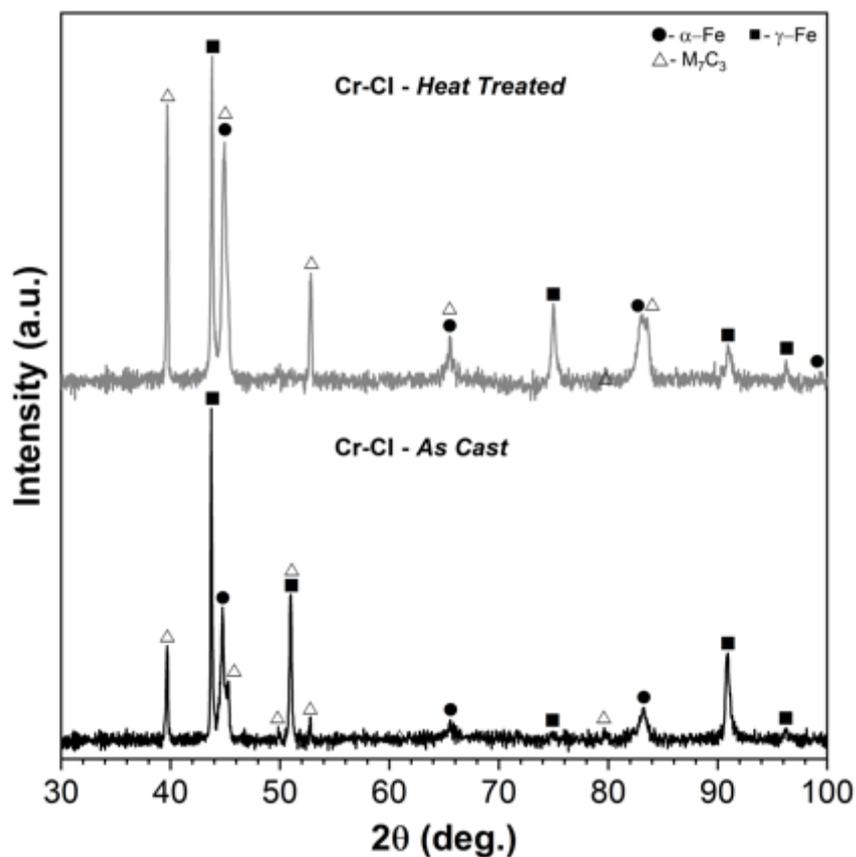


Figura 5.9 – Gráfico de Difração de Raios X da liga Cr-CI na condição bruta de fusão e tratada termicamente [produzido por Bueno, 2019].

Observa-se na Figura 5.9 para o estado bruto de fusão que a liga Cr-CI, sem adição de nióbio e boro, apresenta apenas as fases de austenita Fe_{CFC} (γ -Fe), ferrita Fe_{CC} (α -Fe) e carbonetos M_7C_3 . Esse resultado difere do previsto pelo software TC. A presença da fase austenita a temperatura ambiente sugere que a taxa de resfriamento, da temperatura eutética até a temperatura ambiente, foi maior que a taxa de resfriamento considerada em equilíbrio pelo software ThermoCalc. Embora termodinamicamente está previsto a mudança da fase CFC (austenita) para de ferrita e $M_{23}C_6$, cineticamente a austenita não encontrou condições para se transformar.

O entendimento das transformações martensíticas é muito importante no desenvolvimento de novas classes de materiais de alta resistência mecânica (ultra-high strength). Uma ferramenta importante na melhoria de projeto de novas ligas é a previsão de temperaturas de início de formação da fase martensita (M_s) como função da composição química e condições de austenitização da liga (tempo, temperatura). Várias equações empíricas têm sido desenvolvidas indicando a dependência da temperatura M_s e da composição química da fase austenita. Esses modelos preditivos não tem uma base científica e desta forma sua aplicabilidade é limitada. São equações empíricas. O que elas demonstram é principalmente o quanto a adição de elementos de liga em solução sólida na fase (γ_{CFC}), austenita muda a temperabilidade da liga alterando a temperatura de início de formação de martensita (M_s) – fator termodinâmico.

A Equação 4 para M_s mais utilizada é conhecida como equação de Andrews (ANDREWS, 1965), descrita a seguir:

$$M_s (\text{°C, wt.\%}) = 539 - 423(C) - 30,4(Mn) - 12,1(Cr) - 11(Si) - 17,7(Ni) - 7,5(Mo) \quad (4)$$

A Equação 4 demonstra a importante influência do teor de carbono e do cromo quando dissolvidos na austenita, na temperatura que ocorre o tratamento de resfriamento objetivando a formação da martensita. Elementos formadores de carboneto roubam o carbono da austenita, aumentando M_s . Elementos como o cromo e o nióbio, ao formarem carbonetos, diminuem o percentual de carbono em solução sólida na fase austenítica e corroboram para aumentar M_s . Uma maior temperatura M_s leva a transformação de austenita para martensita. Ligas inoxidáveis austeníticas, que são produzidas com teor de carbono muito baixo e altos teores de elementos de liga dissolvidos na fase CFC, sofrerão transformação martensítica apenas em condições criogênicas. O fator cinético também é importante, pois a adição de elementos de liga muda a cinética de transformação da fase γ_{CFC} para $\rightarrow \alpha + \text{carboneto}$.

O comportamento em desgaste dos ferros fundido branco alto cromo depende da fase cristalina da matriz e dos carbonetos. Se ocorrer a transformação da fase cúbica de face centrada, austenita (γ_{CFC}), para a fase cristalina metaestável tetragonal, martensita (M_{TCC}), como observada por vários pesquisadores, que verificaram uma maior resistência ao desgaste abrasivo da liga, se o mecanismo de desgaste for por deformação plástica,

pois espera-se uma maior dureza da liga. Se a matriz contiver austenita retida resulta em ligas mais tenazes e em caso de maior severidade no processo de desgaste, a resistência ao desgaste será maior. Por isto, é importante estudar a alteração da temperabilidade dos ferros fundidos ao se introduzir elementos de liga. É fundamental saber qual é a percentagem de elementos de liga dissolvidos na austenita, pois a transformação martensítica ocorre apenas a partir da fase austenita.

Na Tabela V.2 é apresentada uma estimativa da quantidade de elementos de liga na austenita, na temperatura de 1020°C, obtido pela análise utilizando o software ThermoCalc para as 04 ligas estudadas. Nesta tabela a temperatura Ms foi estimada utilizando a Equação 4.

Tabela V.2 – Composição química da fase austenita a 1020°C estimada pelo software TC.

Liga	%C	%Cr	%Mn	%Mo	%Ni	%Si	Ms
Cr-CI	0,25	6,20	0,60	0,32	0,54	1,00	317
CrB-CI	0,28	4,90	0,68	0,28	0,39	0,85	324
CrNb-CI	0,23	7,40	0,66	0,40	0,43	0,82	312
CrNbB-CI	0,23	5,80	0,43	0,38	0,44	0,93	342

Em termos de teor de carbono, não se espera a formação de martensita com teores muito diferentes de carbono, para as diferentes ligas. A dureza da martensita é muito dependente do teor de carbono na fase austenita (Figura 5.10). Pela Tabela V.2, os teores de carbono são similares. Considerando que o tempo de austenitização foi suficiente para as amostras atingirem o estado de equilíbrio previsto pelo TC, ou seja, que os teores dos elementos de liga (Tabela V.2) previstos para a fase austenita a 1020°C correspondem a valores reais obtidos após o tratamento de austenitização, a dureza da martensita formada após têmpera não deve ser muito diferente entre as ligas.

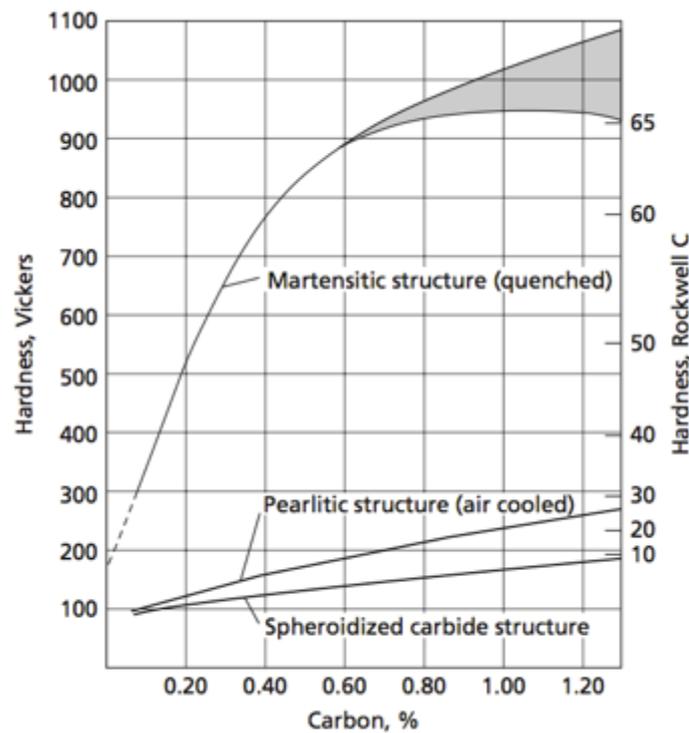


Figura 5.10 – A dureza dos aços martensíticos em função de sua concentração de carbono. [From Krauss, G., Principles of Heat Treatment of Steels, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1980]

A área hachurada da Figura 5.10 representa o efeito da austenita retida. A dureza dos aços com perlita (mais ferrita) e estruturas de cementita esferoidizada também são mostradas.

Os valores da temperatura M_s de todas as ligas (Tabela V.2) é alto suficiente de forma a sugerir que todas ligas têm condições termodinâmicas de transformar austenita em martensita.

Relativo a cinética, o diagrama CCT (Figura 5.11) apresenta as taxas de resfriamento com as varias durezas em função destas taxas de resfriamento da liga de ferro fundido branco alto cromo da classe IIIA com 28%Cr e 2,6%C.

Na Tabela V.3 são apresentados os valores das taxas de resfriamento calculadas para cada dureza indicada na Figura 5.11 correspondente a uma dada velocidade de resfriamento.

Velocidades de resfriamento acima de $167^{\circ}\text{C}/\text{h}$ são necessárias para formar martensita. O gráfico da Figura 5.11 mostra que para velocidades maiores que $7.483^{\circ}\text{C}/\text{h}$, tem-se a possibilidade de formar martensita sem precipitação de carbonetos durante a têmpera.

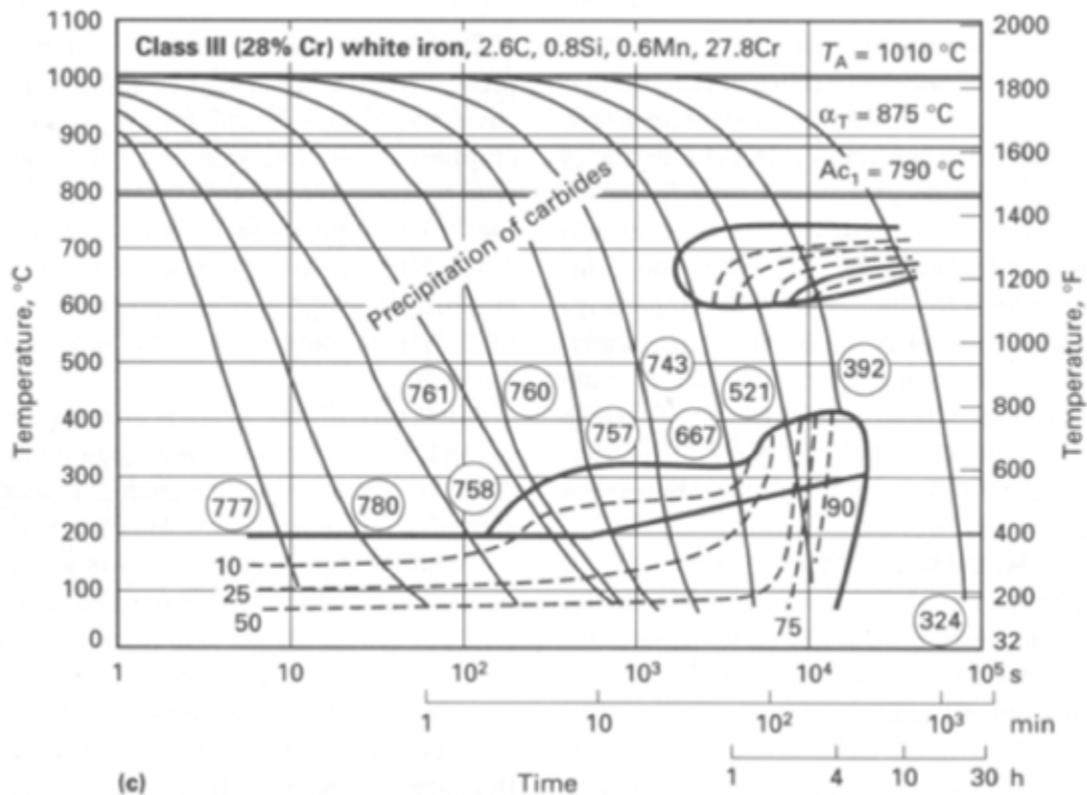


Figura 5.11 – Diagrama CCT para ligas de ferro fundido branco alto Cromo, Classe IIIA. [ASM Handbook, Cast Irons]

No gráfico da Figura 4.7 um resfriamento igual a $900^{\circ}\text{C}/\text{h}$ foi utilizada após o tratamento térmico de austenitização que se aproxima da taxa de resfriamento para a curva de dureza 757 Vickers, portanto, houve condições cinéticas e termodinâmicas para obtenção de uma matriz martensítica em todas as ligas (Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI) com possível processo de precipitação de carbonetos durante a têmpera.

Tabela V.3 – Velocidade de Resfriamento (°C/h) do Diagrama CCT da Figura 5.11

Número de Dureza Vickers	Velocidade de Resfriamento (°C/h)
777	160.446
780	46.422
758	7.483
761	1.902
760	1.604
757	818
743	167
667	92
521	20
392	14
324	2

Considerando as análises dos difratogramas de DRX da liga Cr-CI, pode-se concluir que as fases previstas pelo TC foram muito diferentes das observadas no estado bruto de fusão (BF) e após o tratamento térmico (TT). A Tabela V.4 apresenta esse resultado.

Tabela V.4 – Fases previstas pelo TC e obtidas no DRX para a liga base Cr-CI

	Fases TC	Fases DRX BF	Fases DRX TT
	-	$\gamma_{\text{CFC}}(a=3,6114)$	$\gamma_{\text{CFC}}(a=3,6050)$
Liga Cr-CI	$\alpha\text{-Fe}$	$\alpha\text{-Fe}$ (martensita)	$\alpha\text{-Fe}$ (martensita)
	M_7C_3	M_7C_3	Cr_7C_3
	M_{23}C_6	-	-

Observa-se que a maior diferença entre o previsto pela análise TC e os resultados obtidos por DRX para a liga Cr-CI, se situa na maior quantidade de austenita relativo a fase martensita, de acordo com a intensidade do pico de difração da fase ($\gamma\text{-Fe}$) (Fig. 5.9). A

mudança do valor de parâmetro de rede calculado para a fase austenita na liga bruta de fusão ($a_0 = 3,6114 \text{ \AA}$) para a liga tratada termicamente ($a_0 = 3,6050 \text{ \AA}$) sugere que no tratamento de austenitização e após revenimento houve diminuição do teor de elementos de liga da austenita. Provavelmente houve precipitação de carbonetos secundários do tipo $M_{23}C_6$, durante o tratamento térmico, que deveria aumentar a temperatura M_s . A percentagem da fase austenita após tratamento térmico permaneceu ligeiramente inferior a quantidade de austenita presente no estado bruto de fusão, corroborando o resultado de uma percentagem de martensita ligeiramente superior após têmpera. (Figura 5.9).

Conforme os resultados acima, houve condições cinéticas e termodinâmicas para a formação de uma matriz martensítica. Mas este resultado não foi observado experimentalmente, ou seja, após tratamento térmico observa-se uma matriz ainda essencialmente austenítica (confirmado metalograficamente). Ou seja, a liga Cr-CI após tratamento térmico é essencialmente austenítica, com a observação que a quantidade da fase martensítica aumentou ligeiramente após tratamento térmico (Figura 5.9). A hipótese mais provável para explicar esta discordância do esperado para o observado, é que o tratamento térmico a 1020°C por 2,5h não ocasionou a formação de uma austenita com a composição química prevista pelo TC para esta temperatura. Se não se atingiu o equilíbrio nesta temperatura, com precipitação de carbonetos que levassem a uma menor quantidade de elementos de liga na austenita, a temperatura M_s pode ter sido de fato mais baixa que o previsto na Tabela V.2 e no resfriamento não ter sido alcançada a temperatura M_f (quando se tem 100% de transformação martensítica). As condições termodinâmicas para alcançar a transformação austenita podem não ter sido alcançadas.

Por outro lado, esta quantidade alta de austenita retida nesta liga garantiu um desempenho melhor da mesma frente ao desgaste abrasivo sob condições severas (JIAN-MIN *et. al*, 1990; ZUM GAHR e DOANE, 1980).

5.3.3 Análise ThermoCalc (TC) Liga CrNb-CI

A Figura 5.12 apresenta o diagrama de fases no resfriamento da liga CrNb-CI simulada pelo TC em um resfriamento em equilíbrio.

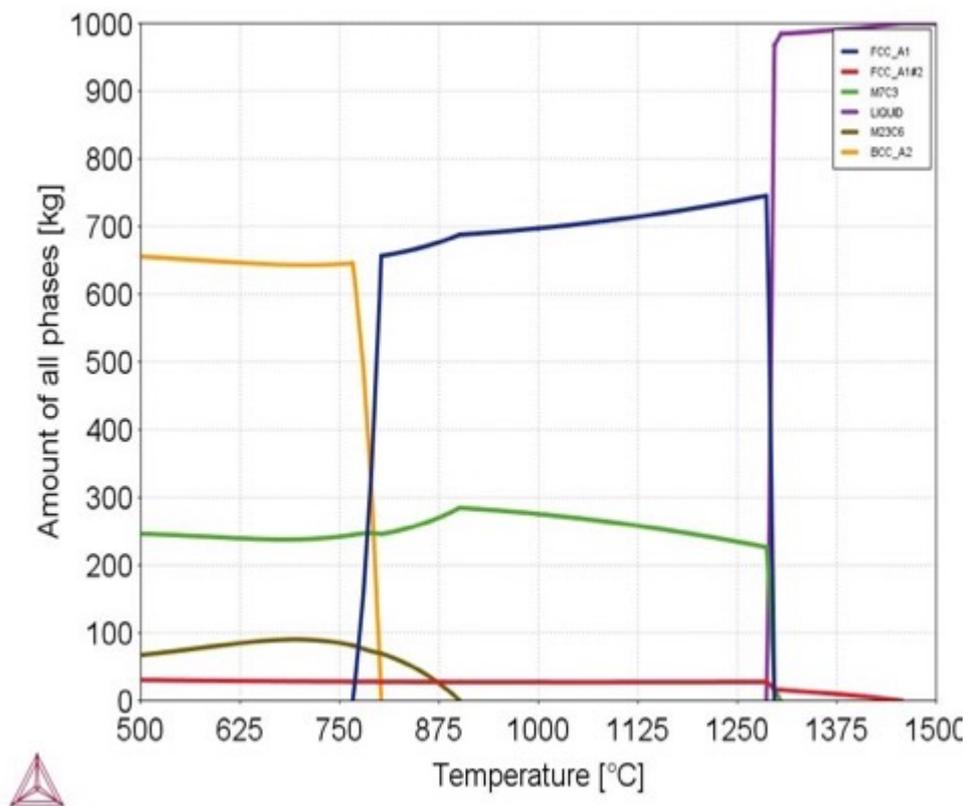


Figura 5.12 – Curva de fração volumétrica das fases por temperatura no resfriamento em equilíbrio estimado por TC da liga CrNb-CI. [ThermoCalc UFRJ]

A temperatura eutética estimada é igual a 1310°C. Há precipitação de 1% de carbonetos primários M_7C_3 indicando que a liga deve apresentar uma microestrutura quase eutética. O início da precipitação de carbonetos do tipo NbC ocorre acima da temperatura eutética (2%).

A reação que ocorre na temperatura eutética pode ser escrita como:



97% L + 1,0% M_7C_3 + 2% NbC \longrightarrow (74% γ_{CFE} + 22% M_7C_3 eutético) + 1,0% M_7C_3 primário + 3% NbC.

Na temperatura de 896°C ocorre a precipitação de $M_{23}C_6$. Na temperatura de 780°C ocorre a transformação da austenita em Fe- α mais a fase $M_{23}C_6$. Na temperatura de 1020°C, temperatura de austenitização, tem-se: 70% austenita + 27% de M_7C_3 + 3% NbC.

5.3.4 DRX da Liga CrNb-CI

Na Figura 5.13 são apresentadas as fases encontradas na difração de raios X da liga CrNb-CI, na condição bruta de fusão e após tratamento térmico.

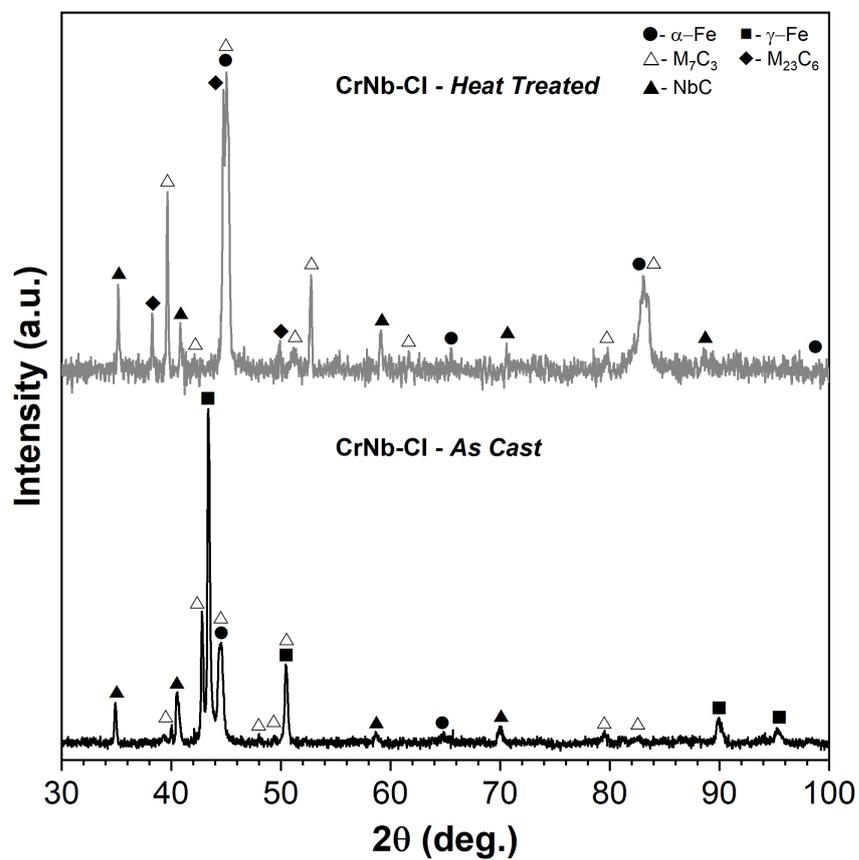


Figura 5.13 – Gráfico de Difração de Raios X da liga CrNb-CI na condição bruta de fusão e tratada termicamente [produzido por Bueno, 2019].

Observa-se no DRX da liga CrNb-CI no estado bruto de fusão, a presença das fases austenita Fe_{CFE} (γ -Fe), ferrita Fe_{CCC} (α -Fe), carbonetos M_7C_3 , carbonetos NbC e a fase $M_{23}C_6$.

Após tratamento térmico (têmpera e revenimento) tem-se o completo desaparecimento da fase austenita Fe_{CFE} (γ -Fe). A presença de picos de difração correspondente a fase Fe- α , com o desaparecimento da austenita, sugere fortemente que toda a austenita transformou em martensita. Há precipitação da fase $Cr_{23}C_6$.

Na Tabela V.5 são apresentados os picos difratados e comparação com os picos de cada fase identificada. As fases presentes na liga Cr-Nb após tratamento térmico são: Martensita, $Cr_{23}C_6$, M_7C_3 e NbC.

Tabela V.5 – Ângulos de difração obtidos no difratograma da liga CrNb-CI e ângulos de difração específicos para as fases M_7C_3 , $Cr_{23}C_6$ Fe- α e NbC.

Picos de Difração [°2Th.]	M_7C_3	$Cr_{23}C_6$	Fe- α	NbC
34,9165				34,731
37,9891		37,718		
39,3575	39,189			
40,5451				40,317
41,8444	42,546	41,461		
44,3908	44,167	44,097		
44,6817			44,674	
44,8564				
49,5112				
50,7117	50,191	50,625		
52,3358	52,081	51,388		
58,6602				58,339
61,2386	61,349			
70,2842	79,026			69,720
79,0869		78,096		
82,3801	82,297			82,335

5.3.5 Análise ThermoCalc (TC) Liga CrB-CI

A Figura 5.14 apresenta o diagrama de fases no resfriamento da liga CrB-CI simulada pelo TC em um resfriamento em equilíbrio.

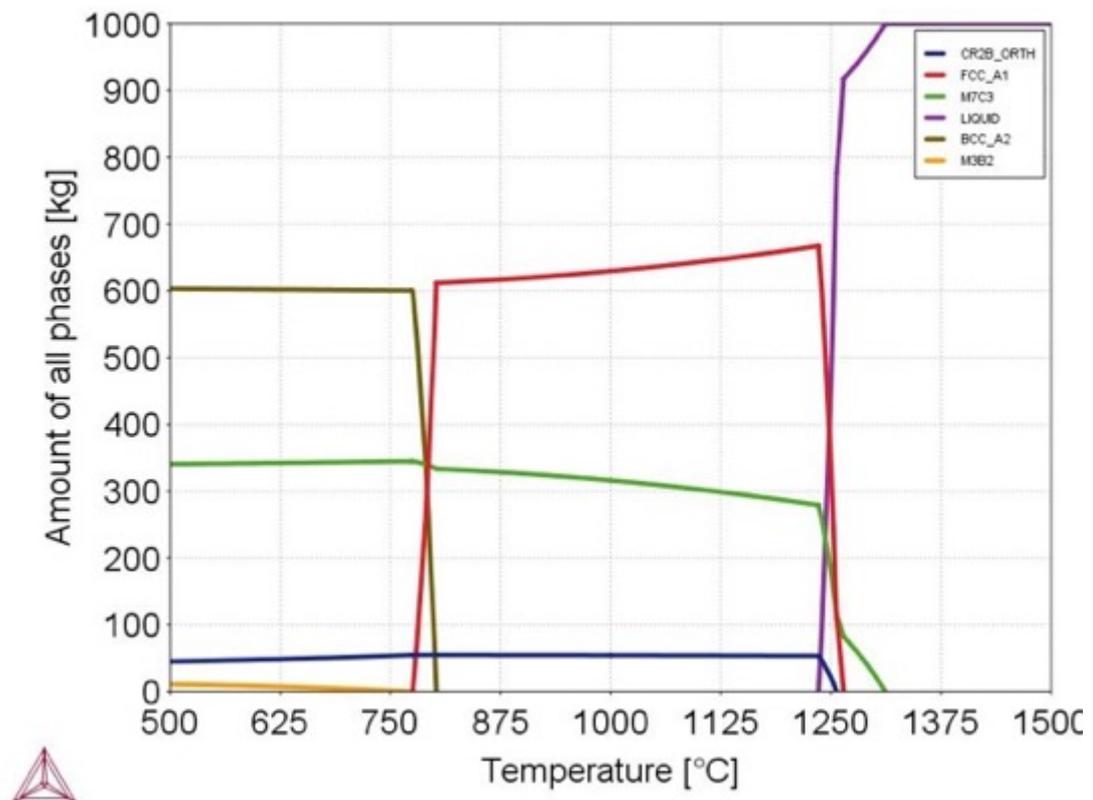
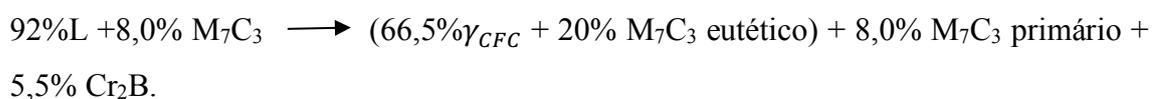


Figura 5.14 – Curva de fração volumétrica das fases por temperatura no resfriamento em equilíbrio estimado por TC da liga CrB-CI. [ThermoCalc UFRJ]

A temperatura eutética se situa na temperatura de 1250°C. A reação é eutética pode ser descrita como:



Na temperatura de austenitização a 1020°C a análise de TC prevê a presença de 63,0% austenita, 31,5% M_7C_3 e 5,5% Cr_2B .

5.3.6 DRX da Liga CrB-CI

Na Figura 5.15 são apresentadas as fases encontradas na difração de raios X da liga CrB-CI, na condição bruta de fusão e após tratamento térmico.

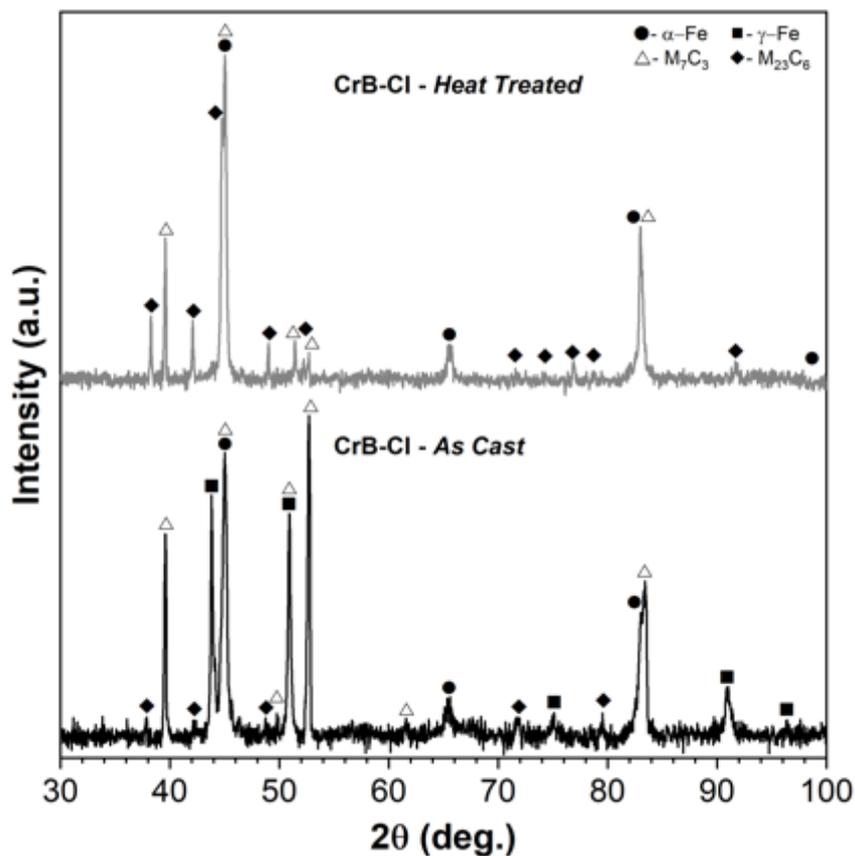


Figura 5.15 – Gráfico de Difração de Raios X da liga CrB-CI na condição bruta de fusão e tratada termicamente [produzido por Bueno, 2019].

A análise do difratograma DRX da liga CrB-CI no estado bruto de fusão indicou a presença das fases Martensita (Fe-CCC) e Cr₇C₃, como previstas no TC para a temperatura ambiente, após solidificação em taxas de resfriamentos lentas. Há a presença da fase Fe-CFC (austenita) e a fase M₂₃C₆, não prevista pelo TC. Após o tratamento térmico, desaparece completamente a fase austenita e há a presença da fase martensita além das fases já detectadas no estado bruto de fusão e foi encontrada a fase do tipo M₂₃C₆. Os picos referentes a fase Fe₂₃(C,B)₆ se ajustaram melhor aos picos presentes no

difratograma produzido para a liga CrB-CI do que os picos referentes a fase Cr_{23}C_6 , conforme Tabela V.6 e Figura 5.16. A presença da fase Cr_2B também foi investigada (Figura 5.16). Na análise TC, a composição química da fase boreto apontou a presença de 2,3% Fe, 2,4%C e 0,49%B. Desta forma, procedeu-se também à investigação da presença da fase $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$ (Figura 5.16). Os picos de difração se sobrepuseram a outras fases, não sendo conclusivo pelo DRX a presença desta fase, do tipo boreto.

Tabela V.6 – Ângulos de difração obtidos no difratograma da liga CrB-CI e ângulos de difração específicos para as fases M_7C_3 , Cr_2B , $\text{Cr}_{23}(\text{C,B})_6$, Cr_{23}C_6 e Fe-CCC.

Pico de difração [°2Th.]	M_7C_3	$(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$	Cr_2B	$\text{Fe}_{23}(\text{C,B})_6$	Cr_{23}C_6	Fe-CCC
37,9821				37,984	37,718	
39,3057	39,189	39,515	39,140			
41,7534	42,546	43,677	42,746	41,765	41,461	
44,3935	44,167	44,670	44,334	44,439	44,097	
44,7053		44,752				44,674
46,3028		46,865	46,354			
48,6018			49,883			
51,0124	50,191			50,917	50,625	
52,2557	52,081			51,750	51,388	
65,138	64,659					65,023
76,2374				76,228	75,654	
78,1096	79,026	78,735		78,153	78,096	
82,2671						82,335
82,5301	82,297					
91,0633				90,783	90,157	

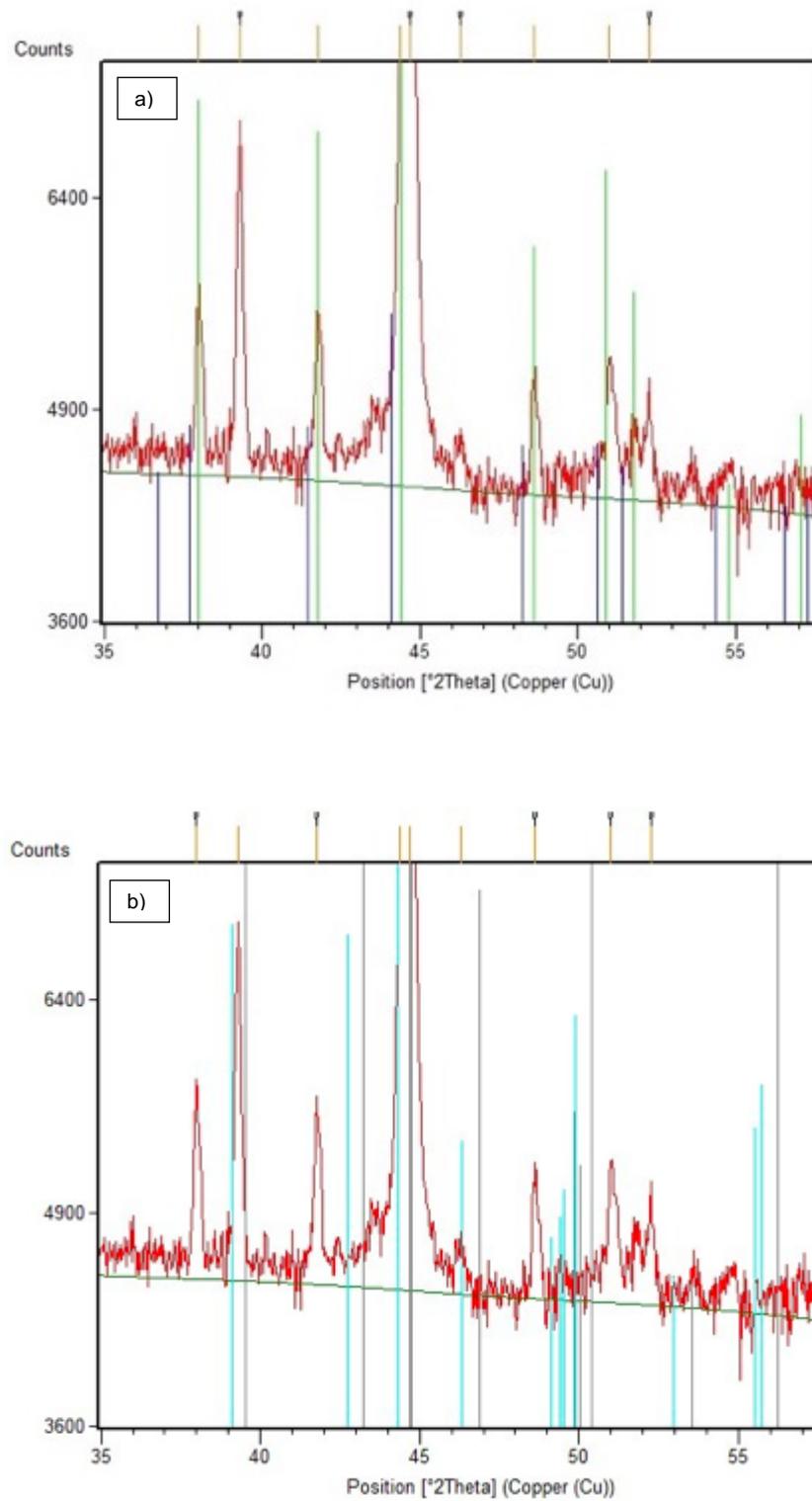


Figura 5.16 – Gráfico de Difração de Raios X da liga CrB-CI, comparativo de picos de difração das fases: (a) picos referentes a fase Cr_{23}C_6 (azul) e picos referentes a fase $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ (verde). (b) picos referentes a fase Cr_2B (azul claro) e $(\text{Fe},\text{Cr})_2\text{B}$ (preto).

5.3.7 Análise ThermoCalc (TC) da Liga CrNbB-CI

A Figura 5.17 apresenta o diagrama de fases no resfriamento da liga CrNbB-CI simulada pelo TC em um resfriamento em equilíbrio.

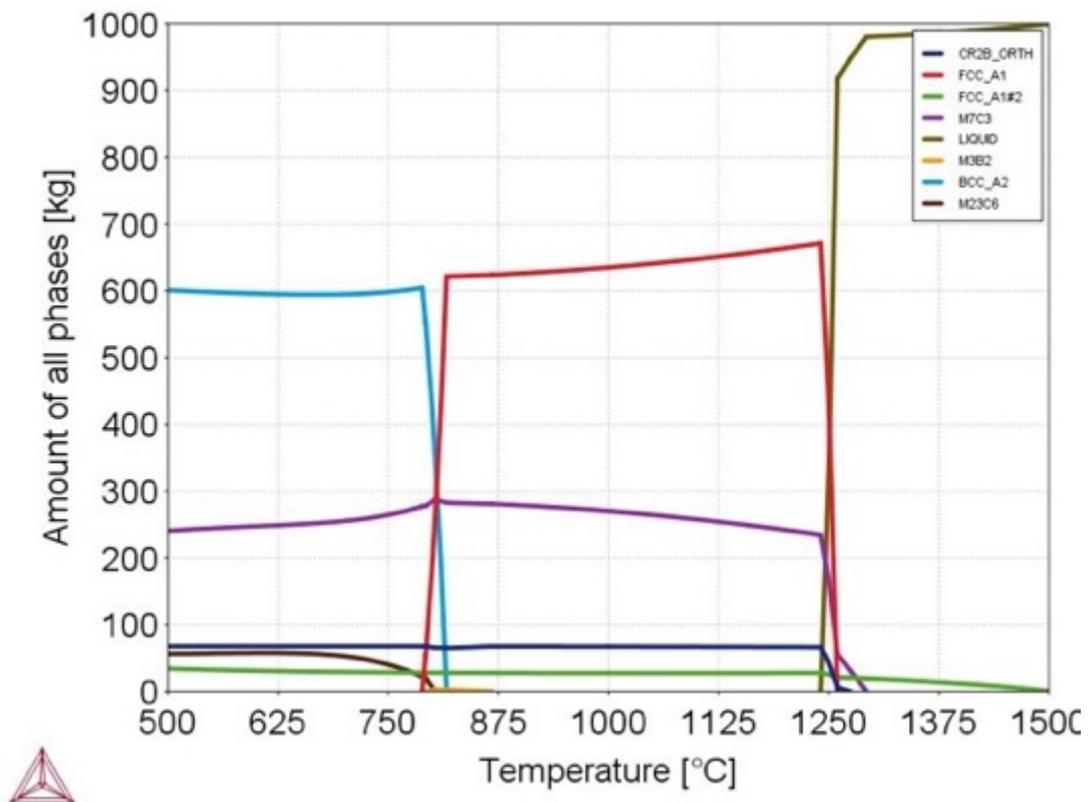


Figura 5.17 – Curva de fração volumétrica das fases por temperatura no resfriamento em equilíbrio estimado por TC da liga CrNbB-CI. [ThermoCalc UFRJ]

Observa-se no diagrama TC da liga CrNbB-CI que houve precipitação de NbC (FCC) na fase líquida acima da temperatura eutética, em torno de 1250°C, além de M_7C_3 e uma quantidade desprezível de Cr_2B (ORTH). A precipitação de carbonetos primários acima da temperatura eutética, M_7C_3 , leva esta liga a apresentar uma microestrutura hipereutética.

A reação eutética pode ser escrita como:

92% L + 6% M_7C_3 + 2% Nb \longrightarrow (67% γ_{CFE} + 17% M_7C_3 eutético) + 6,0 % M_7C_3 primário + 7% Cr_2B + 3% NbC.

Na temperatura de austenitização a 1020°C tem-se 64,0% γ_{CFE} , 26% M_7C_3 , 7% Cr_2B ; 3%NbC.

5.3.8 DRX da Liga CrNbB-CI

Na Figura 5.18 são apresentadas as fases encontradas na difração de raios X da liga CrNbB-CI, na condição bruta de fusão e após tratamento térmico.

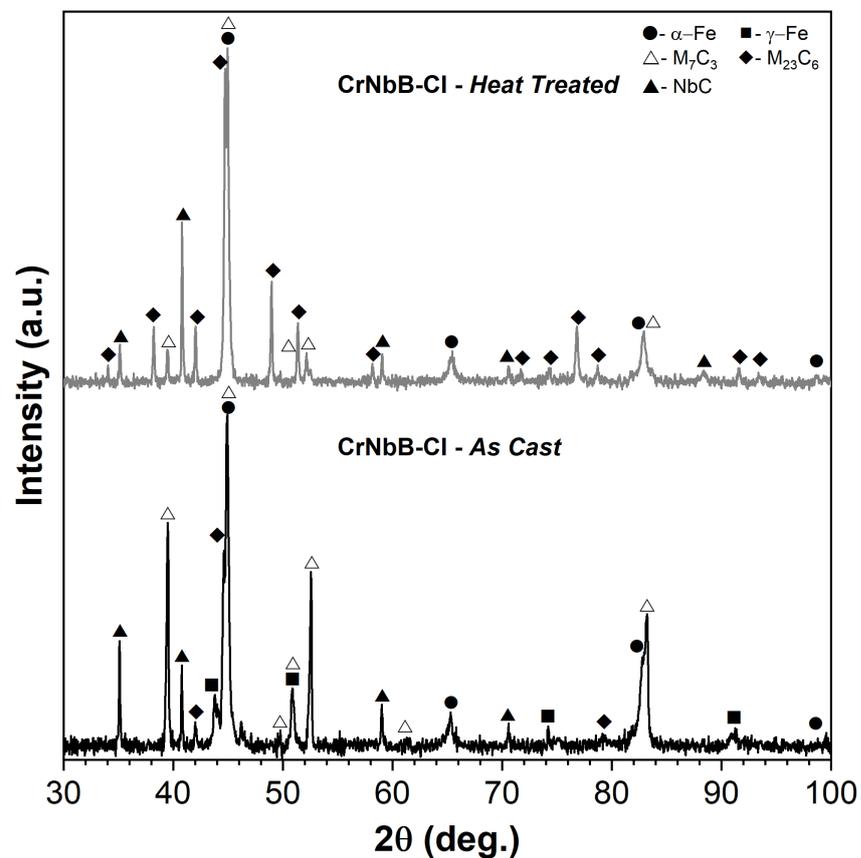


Figura 5.18: Gráfico de Difração de Raios X da liga CrNbB-CI na condição bruta de fusão e tratada termicamente. [produzido por Bueno, 2019]

A análise do difratograma DRX da liga CrNbB-CI (Figura 5.18) no estado bruto de fusão, temos a presença das fases Fe-CCC (Martensita), M_7C_3 e NbC, como previstas no TC

para a temperatura ambiente, após solidificação em taxas de resfriamentos lentas. Há a presença da fase Fe-CFC (austenita) e da fase $M_{23}C_6$, não previstas pelo TC. A presença da fase Cr_2B , prevista pela análise TC, também foi investigada (Tabela V.7). Após o tratamento térmico, desaparece totalmente a fase austenita e há a presença da fase martensita junto as fases já presentes no estado bruto de fusão e foi identificada uma fase do tipo $Fe_{23}(C,B)_6$ (Tabela V.7). Os picos de difração referentes a fase Cr_2B se sobrepueram a outras fases, não sendo conclusivo pelo DRX a presença desta fase. Os picos referentes a fase $Cr_{23}(C,B)_6$ se ajustaram melhor aos picos presentes no difratograma da liga CrB-CI do que os picos da fase $Cr_{23}C_6$, conforme Tabela V.6. Essencialmente, a diferença das fases presentes na liga CrNbB-CI com a liga CrB-CI é a presença dos carbonetos NbC.

Na Tabela V.7 são apresentadas as quantidades das fases previstas pelo ThermoCalc para todas as ligas a $T= 1020^\circ C$. As diferenças principais se situam no tipo de carboneto.

Tabela V.7 – Ângulos de difração obtidos no difratograma da liga CrNbB-CI e ângulos de difração específicos para as fases M_7C_3 , Cr_2B , $Fe_{23}(C,B)_6$, $Cr_{23}C_6$, Fe-CCC e NbC.

Picos de difração [°2Th.]	M_7C_3	Cr_2B	$Fe_{23}(C,B)_6$	$Cr_{23}C_6$	Fe-CCC	NbC
33,8137						
34,8693						34,731
37,9314			37,984	37,718		
39,2205	39,189	39,140				
40,4833		42,746	41,765	41,461		40,317
41,7167	42,546	44,334	44,439	44,097		
44,3698	44,167				44,674	
44,6167		46,354				
48,5601		49,883	48,596			
49,3835						
50,951	50,191		50,917	50,625		
51,7327	52,081		51,750	51,388	65,023	
57,6965						
58,5403						58,339
64,8552	64,659				82,335	
70,0905						69,720
71,1806				90,157		
73,7082						
76,1664			76,228	75,654		
78,0414	79,026		78,153	78,096		
82,1671	82,297					
87,8559						
90,8304			90,783			
92,636						

Tabela V.8 – Resumo das fases previstas pelo TC para as ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI.

Liga	Austenita	Cr_2B	NbC	M_7C_3 total	M_7C_3 primário
Cr-CI	63,60%	-	-	36,40%	5,00%
CrB-CI	63,00%	5,50%		31,50%	8,00%
CrNb-CI	70,00%		3,00%	27,00%	1,00%
CrNbB-CI	64,00%	7,00%	3,00%	27,00%	6,00%

5.4 Análise Microestrutural

Com a finalidade de verificar as diferenças microestruturais das quatro ligas nos estados bruto de fusão e tratado termicamente, foram realizadas caracterização por meio da Microscopia Óptica (MO) com reagente Vilella para evidenciar os carbonetos M_7C_3 . Além disso, utilizou-se o reagente Glicerégia nas amostras tratadas termicamente com o intuito de diferenciar martensita, austenita retida e ferrita, além de destacar os carbonetos. Para a análise microestrutural foi utilizado a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) por elétrons retroespalhados e secundários para complementar a caracterização das ligas tratadas termicamente.

Em geral as microestruturas observadas nas ligas, no estado bruto de fusão, não corresponderam as microestruturas previstas pela análise do ThermoCalc (TC). Todas as ligas tinham composição química que com resfriamento no equilíbrio resultariam em microestruturas hipereutéticas. As diferenças observadas nas análises por microscopia, do observado ao previsto pelo TC, se devem provavelmente a taxas de resfriamento mais rápidas do que as levadas em conta no software ThermoCalc®.

5.4.1. Microestrutura da Liga Cr-CI

Na Figura 5.19 (a) e (b) são apresentadas as micrografias correspondentes a liga Cr-CI sem boro e nióbio, no estado bruto de fusão, após ataque com o reagente Vilella. Observa-se uma microestrutura, com matriz austenítica mais formação de carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 de diferentes tamanhos. Observa-se também, regiões de matriz ferrítica ou martensítica próximas aos carbonetos nas regiões mais refinadas, conforme previsto pelo DRX.

A análise por TC previu a temperatura ambiente, uma microestrutura hipereutética com 5% de carbonetos primários do tipo M_7C_3 , precipitados a temperaturas acima da eutética. A observação microestrutural sugere uma microestrutura eutética sem a presença destes carbonetos primários.

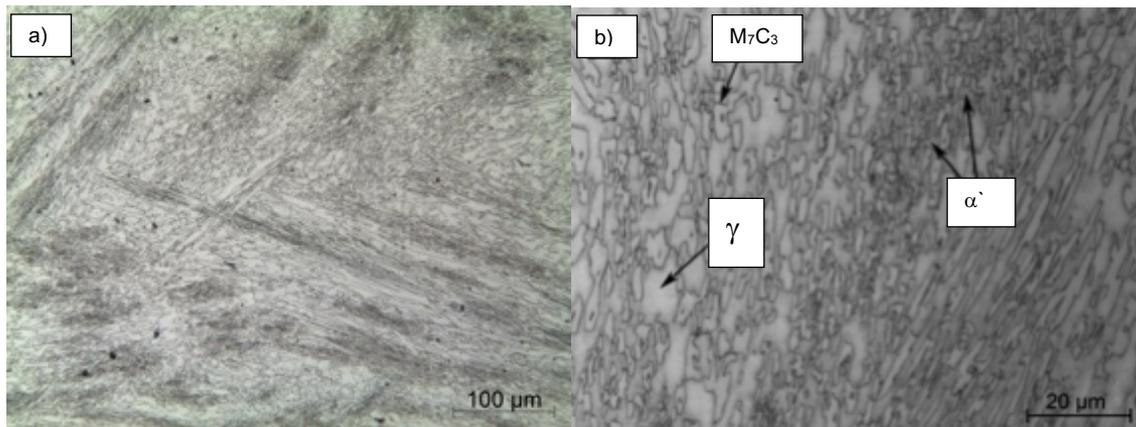


Figura 5.19 – Imagem por microscopia óptica da liga Cr-CI bruto de fusão atacado com Vilella.

Na Figura 5.20 (a) e (b) são apresentadas as micrografias correspondentes a liga Cr-CI, sem boro e nióbio, tratada termicamente, após ataque com o reagente Vilella. Uma microestrutura eutética é revelada. A Figura 5.20 (b) observa-se a presença da fase austenita (γ -Fe) e algumas regiões da fase martensítica (α -Fe). Também, observa-se a presença de carbonetos M_7C_3 de diversos tamanhos.

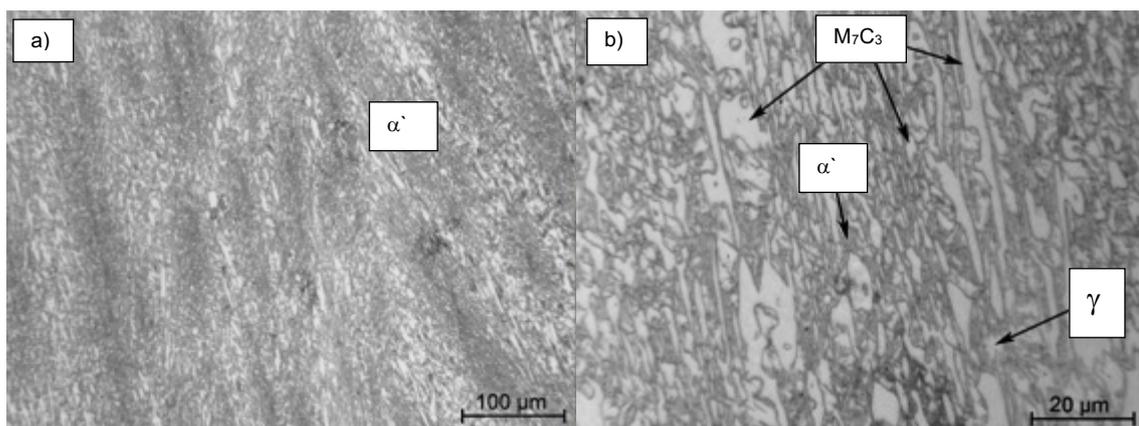


Figura 5.20 – Imagem por microscopia óptica da liga Cr-CI tratado termicamente atacado com Vilella.

Na Figura 5.21 (a) é apresentada a microscopia eletrônica de varredura por elétrons retroespalhados da liga Cr-CI tratada termicamente após ataque com Glicerégia com microestrutura eutética. Na Figura 5.21 (b) observa-se por imagem por elétrons secundários a presença da fase austenita (γ -Fe), a fase martensita (α -Fe) e carbonetos M_7C_3 com os contornos mais claros.

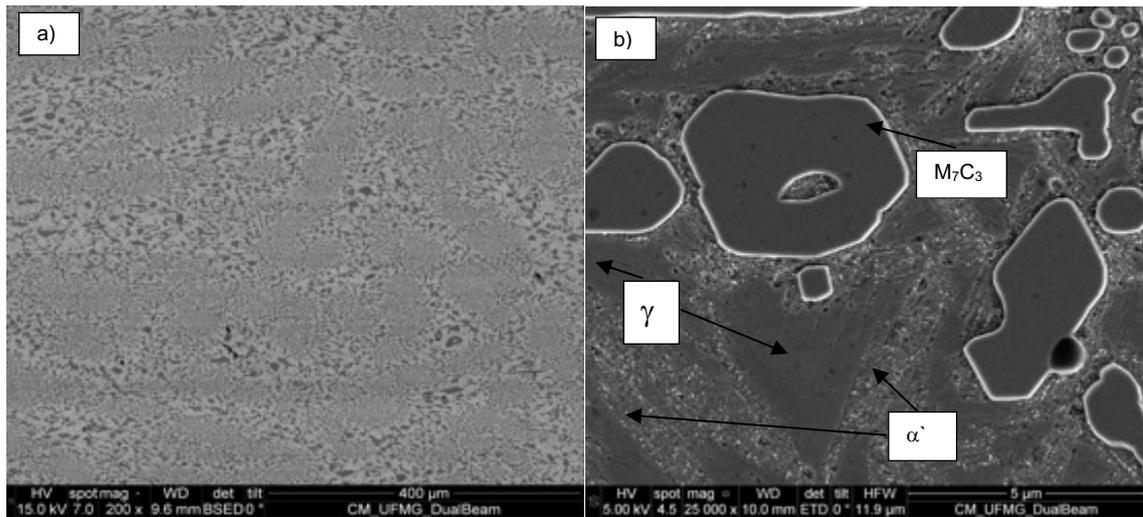


Figura 5.21 – Imagem MEV da microestrutura eutética da liga Cr-CI, tratada termicamente. (a) elétrons retroespalhados e (b) elétrons secundários.

Na Figura 5.22 é apresentado o mapa composicional realizado por EDS da liga Cr-CI tratado termicamente indicando que o ferro se encontra principalmente na matriz, enquanto o cromo e o carbono em maior quantidade nos carbonetos.

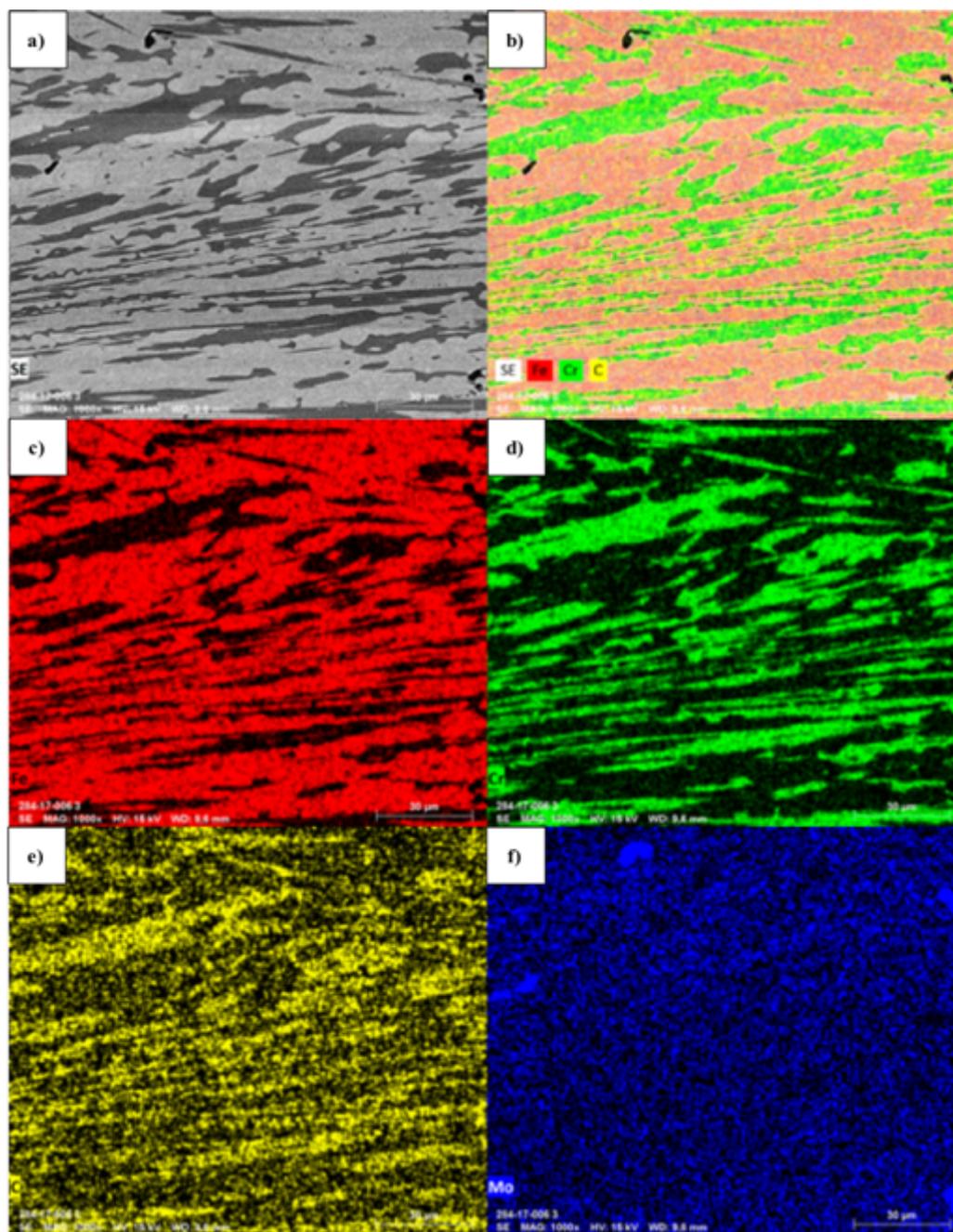


Figura 5.22 – Mapeamento composicional por raios X da liga Cr-CI tratado termicamente: (a) imagem por eletrons retroespalhados, (b) Fe, Cr e C, (c) Fe (vermelho), (d) Cr (verde), (e) C (amarelo) e (f) Mo (azul).

5.4.2 Microestrutura da Liga CrNb-CI

Na Figura 5.23 (a) e (b) são apresentadas as micrografias típicas da liga CrNb-CI, bruta de fusão, com nióbio. Observa-se uma microestrutura hipoeutética com a presença do constituinte eutético (austenita + Cr_7C_3), austenita pró-eutética e precipitados de NbC. Estas fases estão de acordo com o DRX obtido para esta liga (Figura 5.13). A análise por TC indicou uma microestrutura hipereutética com a presença de 1% de carbonetos primários de Cr_7C_3 . A microestrutura obtida é típica de ligas hipoeutéticas.

Os carbonetos de nióbio também são observados na microestrutura (Figura 5.23), principalmente em sua forma compacta, mostrando que sua solidificação iniciou em uma temperatura superior à da precipitação da austenita proeutética.

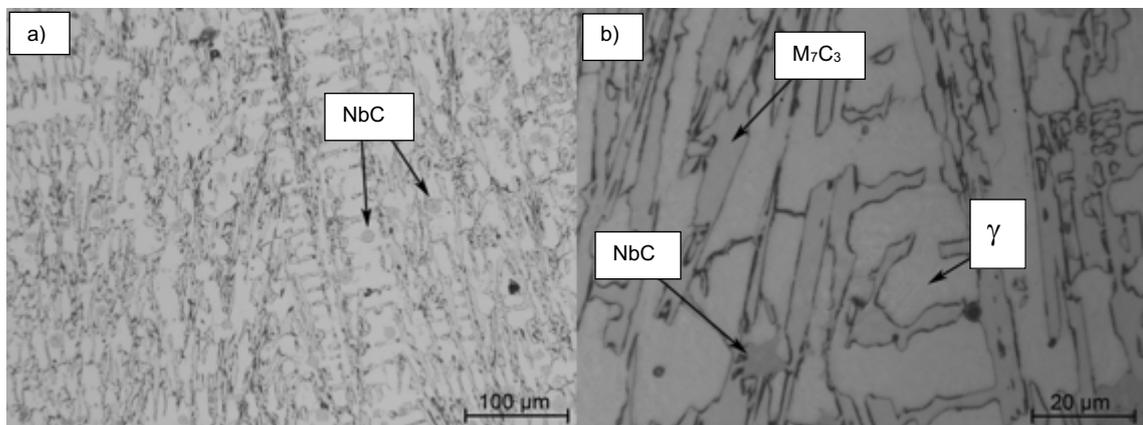


Figura 5.23 – Imagem por microscopia óptica da liga CrNb-CI bruta de fusão atacada com Vilella.

Na Figura 5.24 (a) é apresentada a micrografia óptica da liga CrNb-CI tratado termicamente, após ataque com Vilella. Observa-se presença da fase martensita (α -Fe) como matriz. Na Figura 5.24 (b), com ataque Glicerégia, observou-se a presença de carbonetos de nióbio NbC, mais carbonetos (M_7C_3).

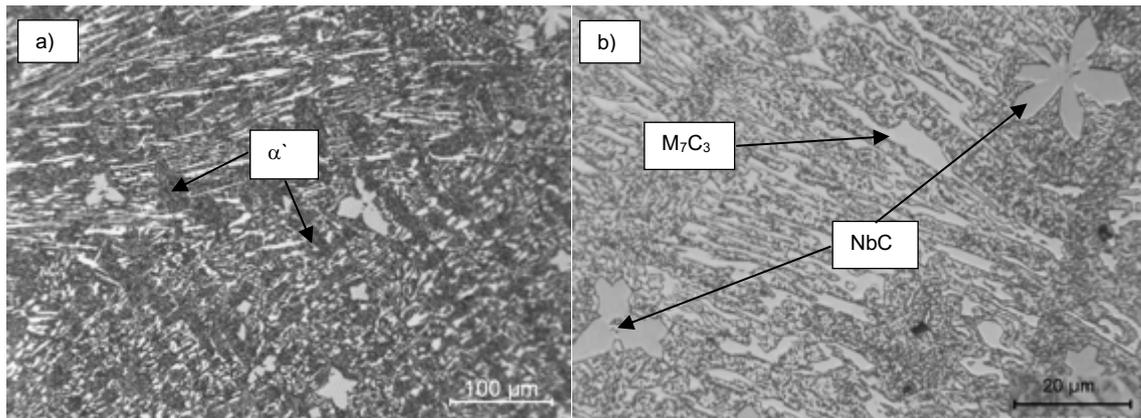


Figura 5.24 – Imagem por microscopia óptica da liga CrNb-CI tratada termicamente. (a) ataque com reagente Vilella e (b) ataque com reagente Glicerégia.

Na Figura 5.25 (a) é apresentada a microscopia eletrônica de varredura por elétrons retroespalhados para a liga CrNb-CI após tratamento térmico. Na microestrutura hipoeutética têm-se a presença de carbonetos de nióbio NbC na forma compacta e não compacta. Na Figura 5.25 (b), é apresentada a microscopia por elétrons secundários com ataque de Glicerégia e observa-se presença de martensita (α' -Fe), carbonetos M_7C_3 e carbonetos secundários (SC), provavelmente do tipo M_7C_3 , de acordo com DRX (Figura 5.13). Esses carbonetos secundários podem ser provenientes da tempera ou do revenimento.

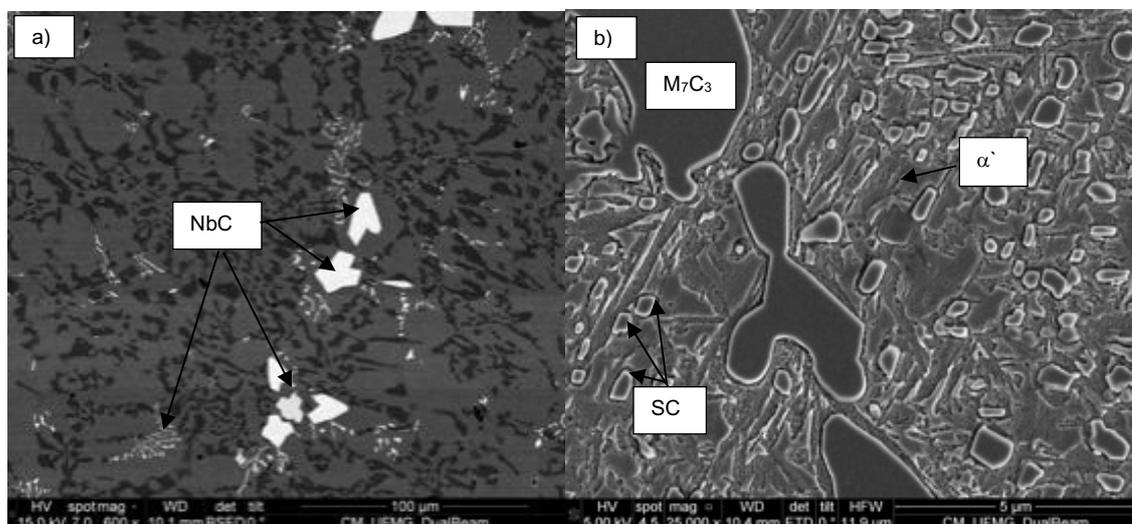


Figura 5.25 – Imagem MEV da liga CrNb-CI tratado termicamente atacado com Glicerégia. (a) elétrons retroespalhados e (b) elétrons secundários.

Na Figura 5.26 é apresentado o mapa composicional realizado por EDS da liga CrNb-CI tratada termicamente indicando uma maior distribuição de ferro na matriz e de cromo nos carbonetos M_7C_3 . O carbono é encontrado em maior concentração nos carbonetos M_7C_3 . O Nb está presente nos carbonetos NbC.

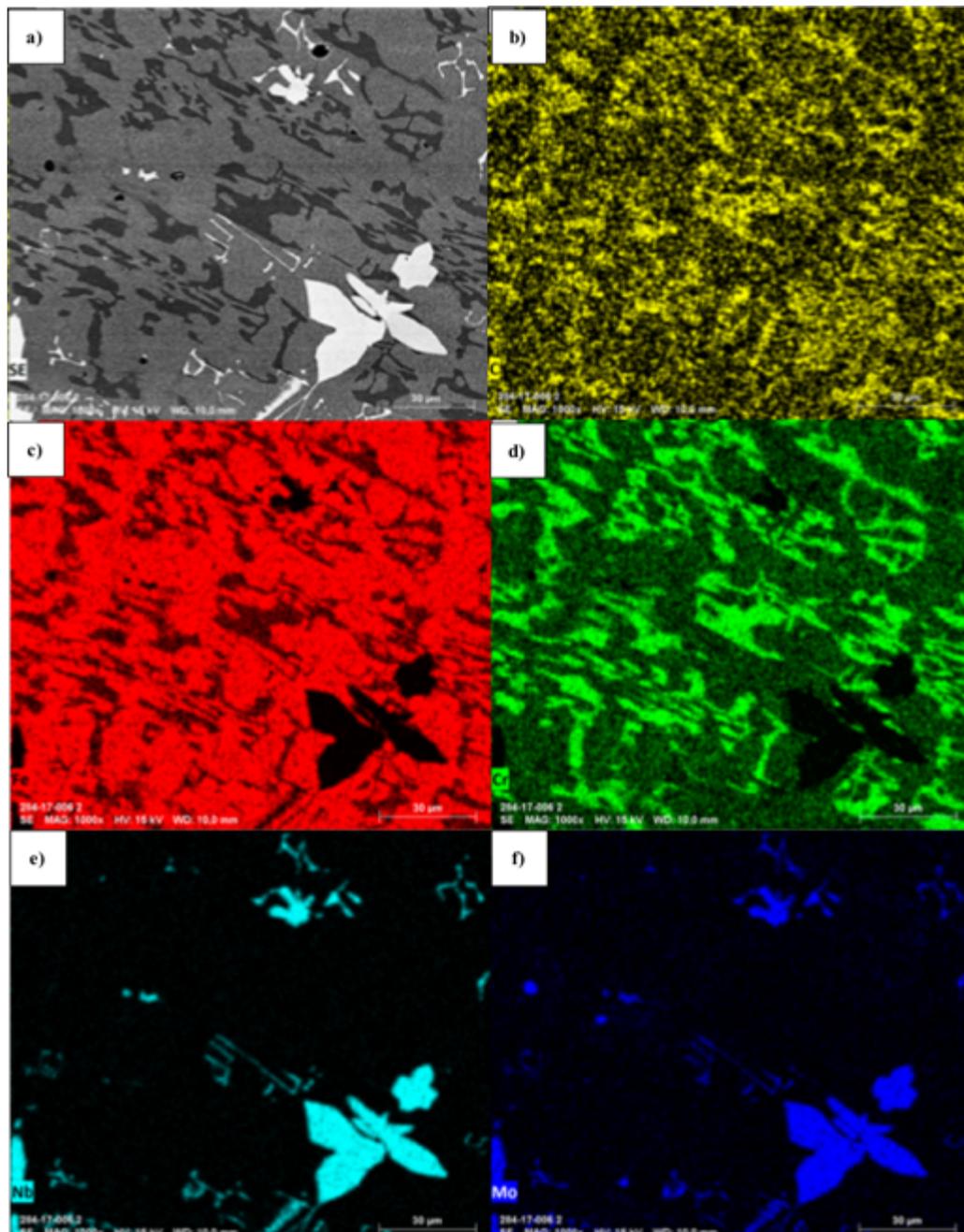


Figura 5.26 – Mapeamento composicional por raios X da liga CrNb-CI tratado termicamente: (a) imagem por elétrons retroespalhados, (b) C (amarelo), (c) Fe (vermelho), (d) Cr (verde), (e) Nb (azul claro) e (f) Mo (azul escuro).

5.4.3 Microestrutura da Liga CrB-CI

Na Figura 5.27 (a) e (b) são apresentadas as micrografias ópticas da liga CrB-CI, bruta de fusão, após ataque com Vilella. Uma microestrutura típica de liga hipereutética foi identificada. Carbonetos primários são visíveis na imagem sobre uma matriz martensítica. Pode-se identificar a presença da fase austenita (γ -Fe) e a fase martensita (α -Fe), indicada pela região escurecida próxima aos carbonetos.

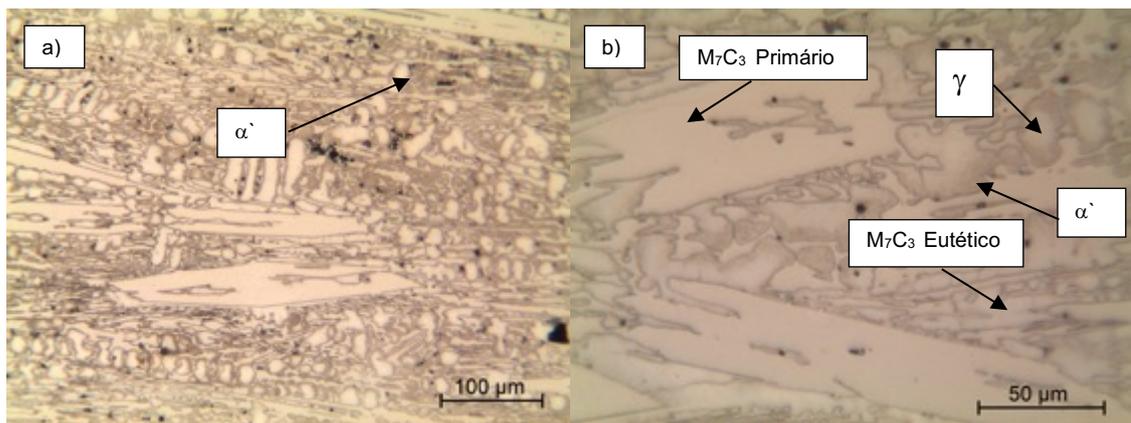


Figura 5.27 – Micrografia Óptica da liga CrB-CI bruta de fusão ataque com reagente Vilella. [ANTÔNIO, 2018]

Na Figura 5.28 (a) e (b) são apresentadas as micrografias da liga CrB-CI tratada termicamente após ataque com Glicerégia. Observa-se uma matriz martensítica (α -Fe) indicada pela região escurecida próxima aos carbonetos. Há presença de carbonetos primários M_7C_3 de tamanhos maiores e possivelmente a presença de carbonetos secundários globulares do tipo $M_{23}C_6$ [ANTÔNIO, 2018]. Embora a análise por TC não previu o aparecimento da fase $Cr_{23}C_6$, a análise por DRX identificou a presença da mesma, tanto no estado bruto de fusão quanto após tratamento térmico. A difração de raios X identificou esses carbonetos de composição igual $Fe_{23}(C,B)_6$.

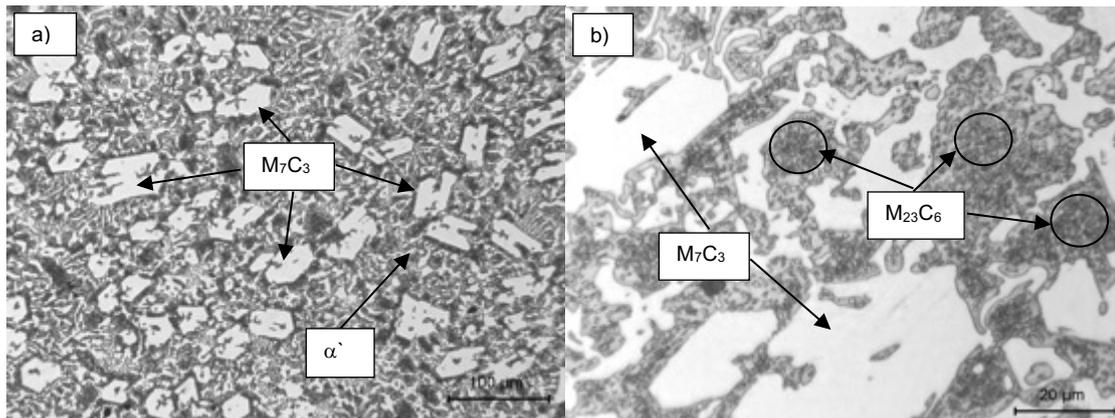


Figura 5.28 – Micrografia Óptica da liga CrB-CI tratada termicamente ataque com reagente Glicerégia. [ANTÔNIO, 2018]

Na Figura 5.29 (a) e (b) são apresentadas as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura por elétrons retroespalhados, para a liga CrB-CI, após tratamento térmico. Na microestrutura hipereutética, observa-se os carbonetos primários sobre uma matriz martensítica (α -Fe). Observam-se carbonetos M_7C_3 na forma hexagonal.

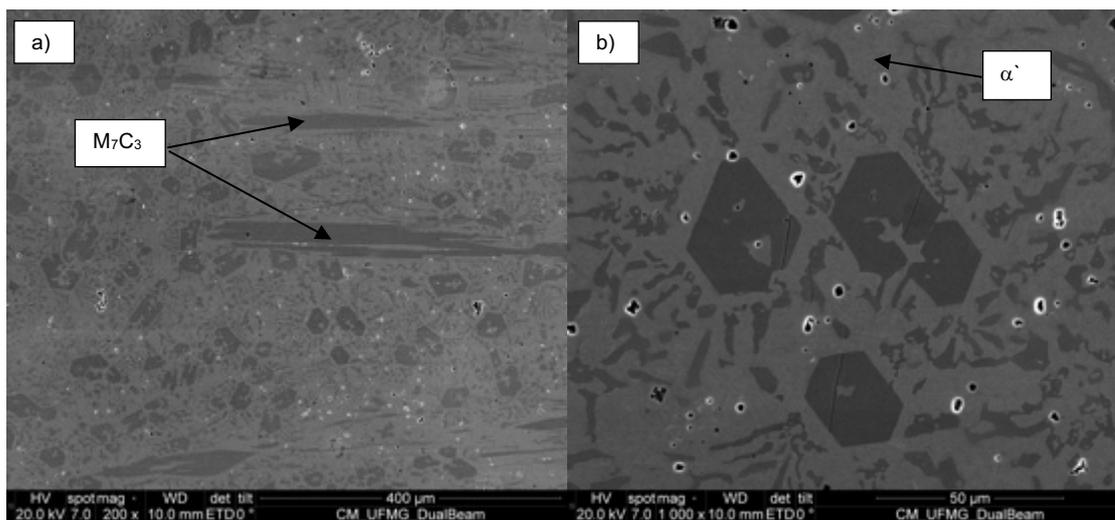


Figura 5.29 – Imagem MEV da liga CrB-CI tratado termicamente. a) e b) elétrons retroespalhados. [ANTÔNIO, 2018].

Na Figura 5.30 é apresentado o mapa composicional realizado por EDS da liga CrB-CI tratado termicamente indicando uma maior distribuição de ferro na matriz e de cromo nos carbonetos Cr_7C_3 .

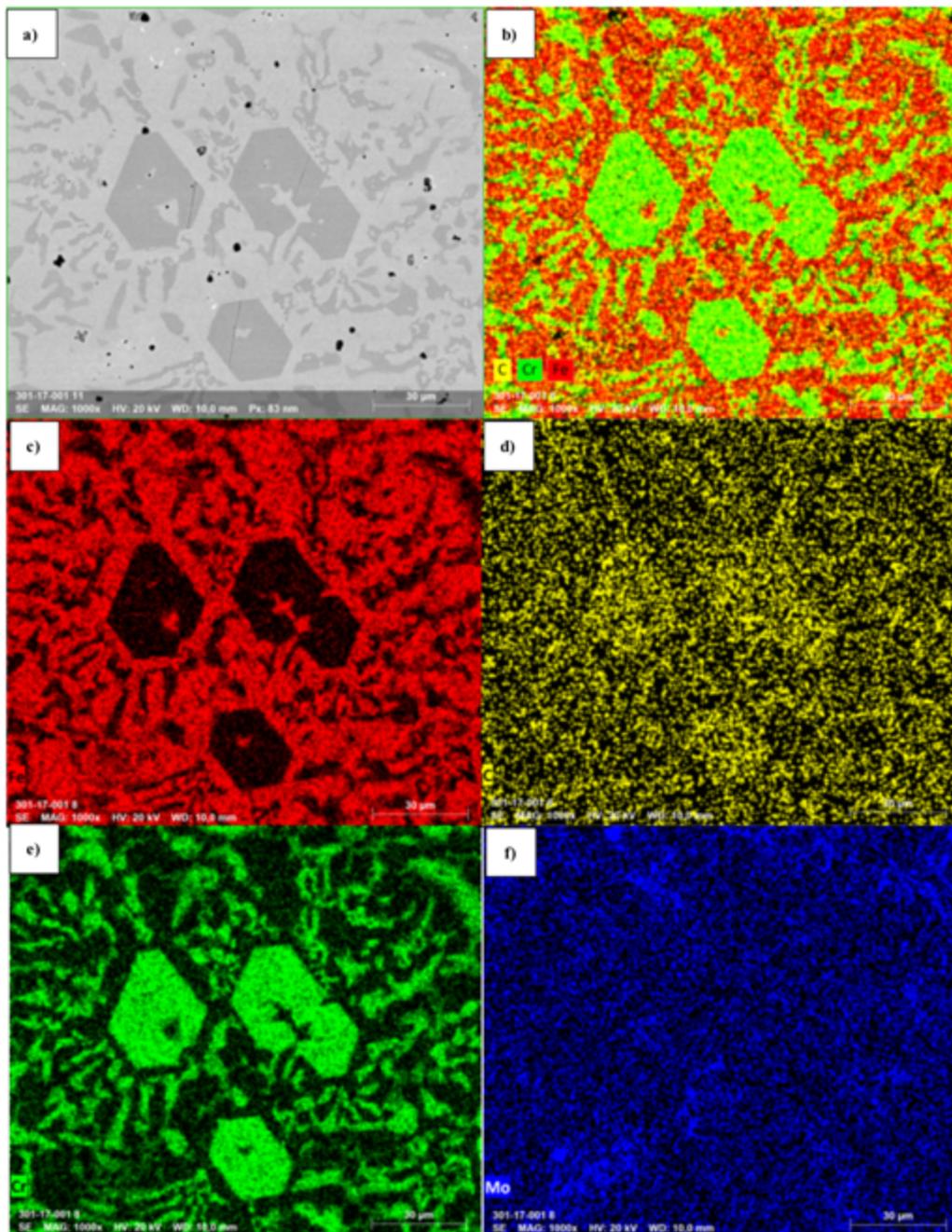


Figura 5.30 – Mapeamento composicional por raios X da liga CrB-CI tratado termicamente: a) imagem por elétrons retroespalhados, (b) C, Cr e Fe, (c) Fe (vermelho), (d) C (amarelo), (e) Cr (verde) e (f) Mo (azul).

5.4.4 Microestrutura da Liga CrNbB-CI

Na Figura 5.31 (a) e (b) são apresentadas as micrografias da liga CrNbB-CI, bruta de fusão após ataque com Vilella. Na microestrutura hipereutética tem-se a presença das

fases martensita (α -Fe), austenita retida (γ -Fe), carbonetos de nióbio NbC, carbonetos primários M_7C_3 e carbonetos secundários globulares do tipo $M_{23}C_6$. Estas fases se mostram similares as encontradas na liga CrB-CI, a menos do precipitado de NbC.

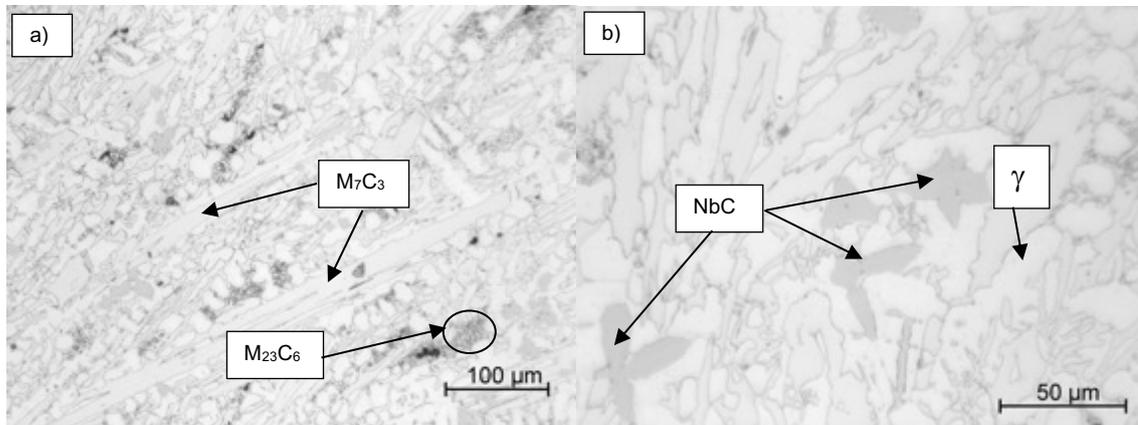


Figura 5.31 – Micrografia Óptica da liga CrNbB-CI bruta de fusão ataque com reagente Vilella.

Na Figura 5.32 são apresentadas as imagem de suas microestruturas da liga CrNbB-CI tratada termicamente e atacada quimicamente com o reagente Vilella. Observa-se na microestrutura hipereutética, uma matriz martensítica (α -Fe), carbonetos primários M_7C_3 , carbonetos de nióbio NbC, e carbonetos secundários globulares do tipo $M_{23}C_6$. A difração de raios -X identificou esses carbonetos de composição igual $Fe_{23}(C,B)_6$.

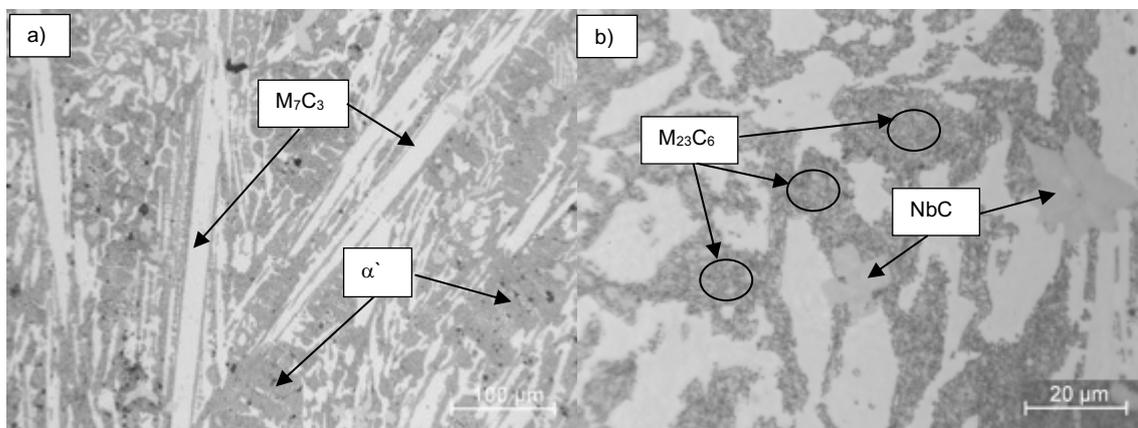


Figura 5.32 – Micrografia Óptica da liga CrNbB-CI tratada termicamente. a) e b) com reagente Vilella.

Na Figura 5.33 (a) e (b) são apresentadas as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura por elétrons retroespalhados para a liga CrNbB-CI após tratamento térmico. Destaca-se a microestrutura hipereutética com presença da matriz martensítica e carbonetos primários. Observam-se dois tipos de carbonetos NbC: compactos (*pental like*) e não compactos (escrita chinesa).

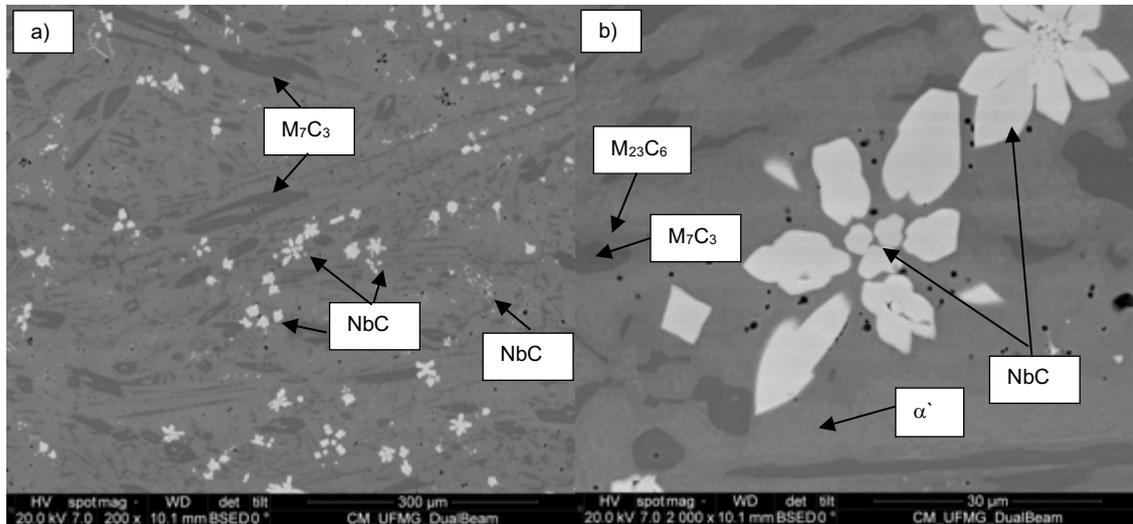


Figura 5.33 – Imagem MEV da liga CrNbB-CI tratado termicamente. a) e b) elétrons retroespalhados.

Na Figura 5.34 é apresentado o mapa composicional realizado por EDS da liga CrNbB-CI tratado termicamente indicando a presença maior de ferro na matriz, de cromo nos carbonetos M_7C_3 e Nióbio nos carbonetos NbC.

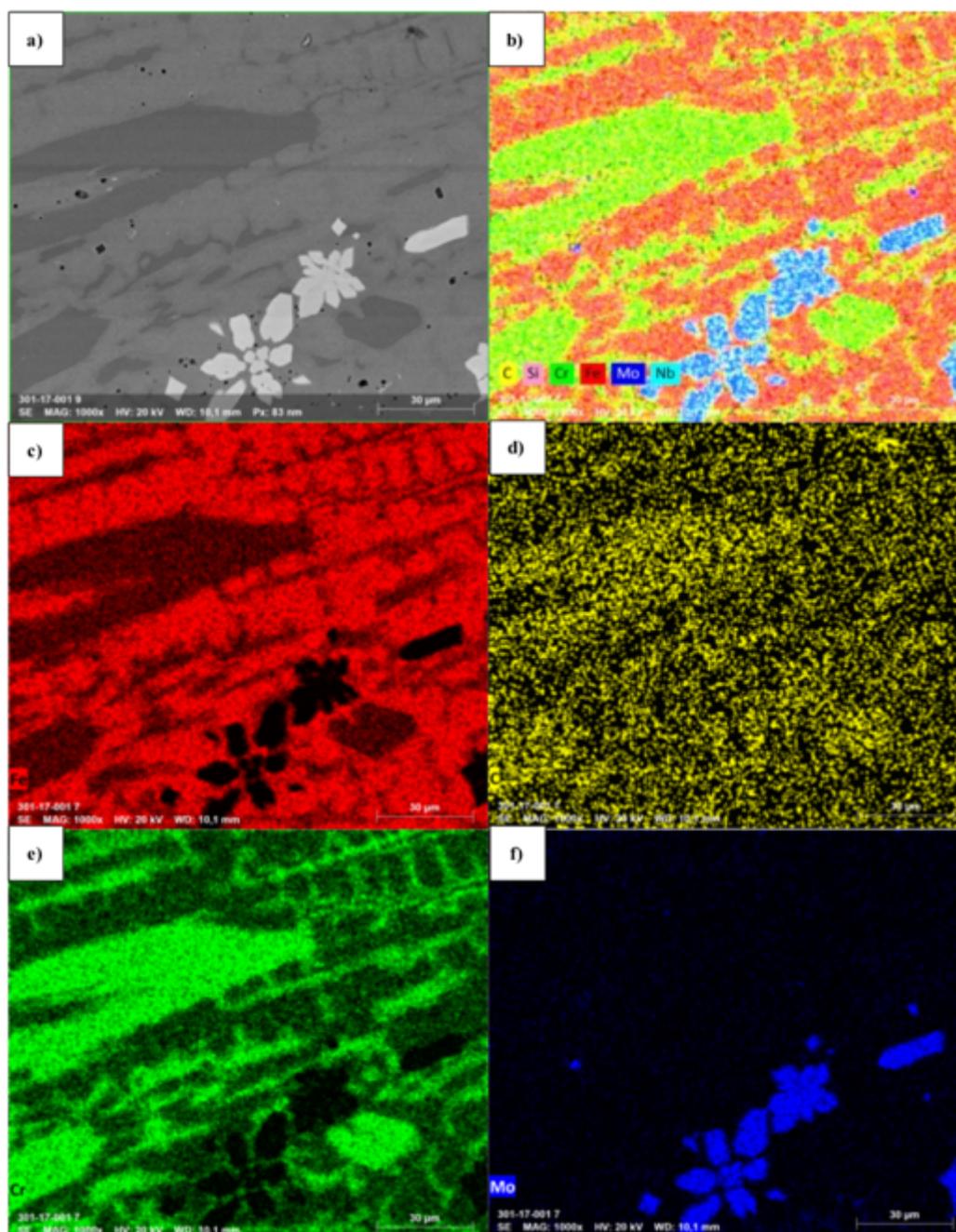


Figura 5.34 – Mapeamento composicional por raios X da liga CrNbB-CI tratado termicamente: a) imagem por elétrons retroespalhados, (b) C, Si, Cr, Fe, Mo e Nb, (c) Fe (vermelho), (d) C (amarelo), (e) Cr (verde) e (f) Mo (azul escuro) e Nb (azul claro).

A Figura 5.35 (a), (b), (c) e (d) resume as microestruturas comparativas de todas as quatro ligas tratadas termicamente. A liga Cr-CI apresenta uma microestrutura eutética, a liga CrNb-CI microestrutura hipoeutética, e ambas as ligas CrB-CI e CrNbB-CI apresentam microestrutura hipereutética.

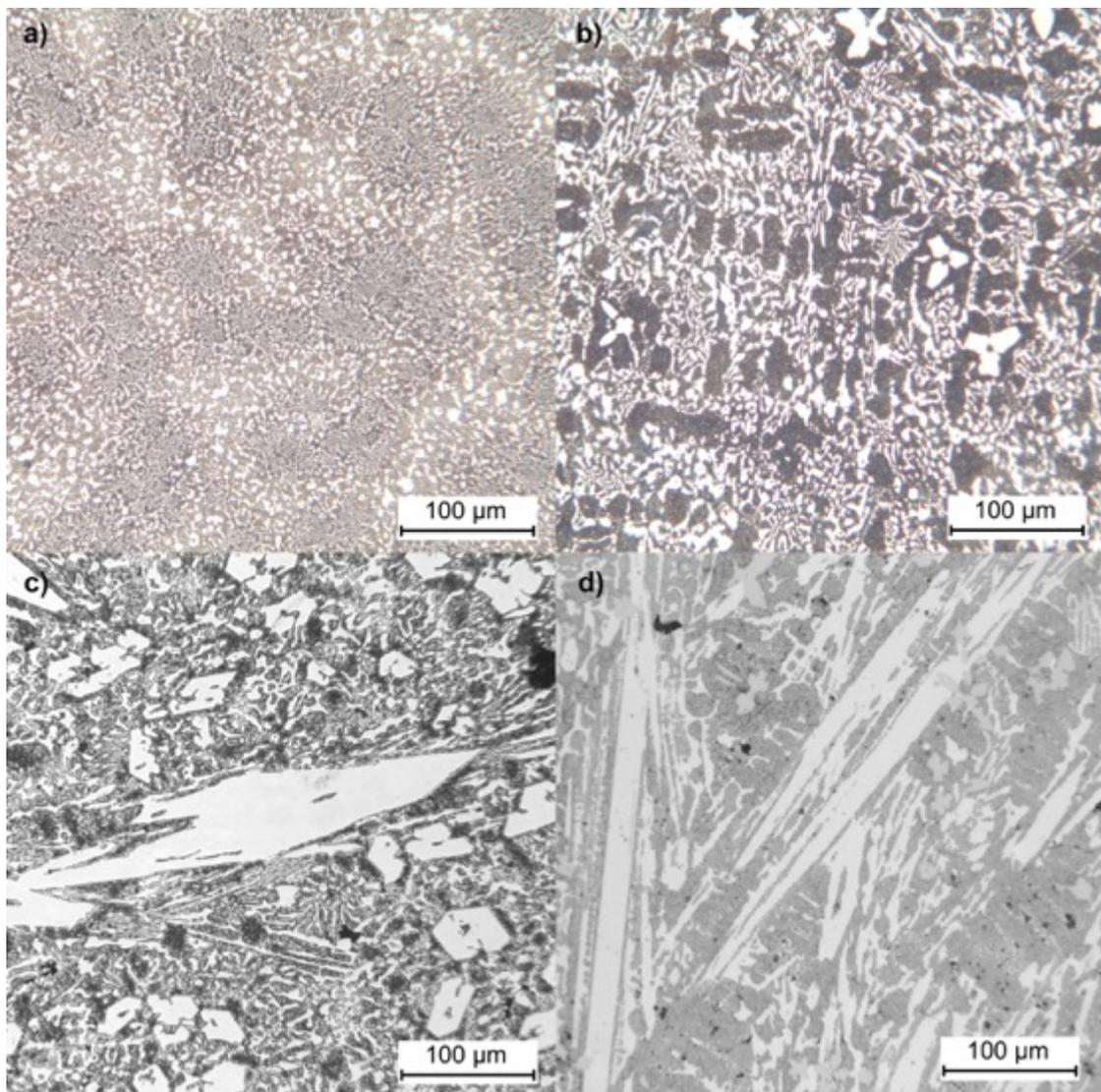


Figura 5.35 - Micrografias Óptica tratada termicamente ataque com reagente Vilella: (a) Cr-CI - eutética; (b) CrNb-CI - hipoeutética; (c) CrB-CI - hipereutética e (d) CrNbB-CI - hipereutética.

5.5 Macrodureza Vickers

Na Tabela V.9 são apresentados os valores de média da Macrodureza Vickers das ligas, no estado bruto de fusão. Há um aumento da dureza 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 a análise de variância (ANOVA) que verifica se a variabilidade dentro de cada um dos grupos é parecida com a variabilidade total dos dados e a partir disso estima se existe pelo menos uma diferença entre as médias de cada um dos grupos. Neste trabalho foi verificado se existe diferença entre as médias das durezas para cada tipo de liga.

Tabela V.9 – Estatística descritiva para as medições de Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI bruta de fusão.

Liga	Tamanho Amostra	Média	Desvio-Padrão
Cr-CI	9	655,33	33,50
CrNb-CI	9	675,33	59,40
CrB-CI	9	751,11	41,20
CrNbB-CI	9	755,77	50,20

Foi verificado que as ligas que contém boro CrB-CI e CrNbB-CI são as que possuem maior média de dureza amostral que as ligas que não contém boro e as ligas de menor dureza média são as ligas Cr-CI sem adição de nióbio e boro.

Na Figura 5.36 são apresentadas as médias de dureza com os respectivos desvios padrão das ligas em estudo nas condições brutas de fusão.

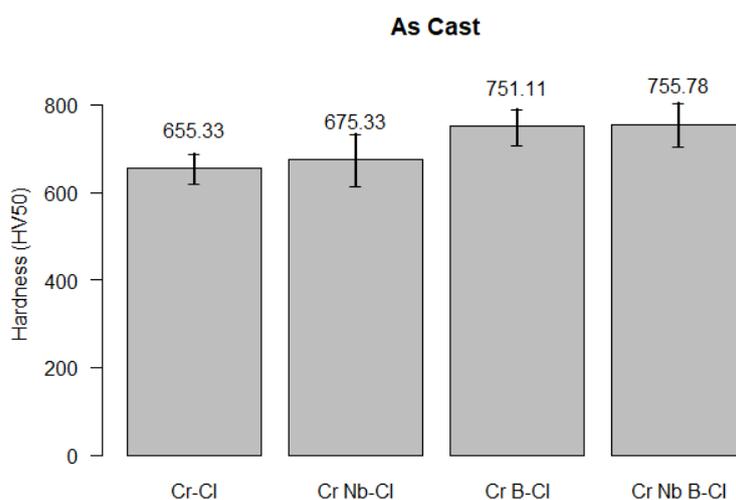


Figura 5.36 – Dureza Vickers HV₅₀ das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI bruta de fusão.

Na Tabela V.10 observa-se que 50,31% da variabilidade dos valores de dureza das ligas são explicadas pelo material que elas são compostas, esse cálculo é obtido dividindo a soma de quadrados das ligas pela soma de quadrados total (71.770,16 / 142.666,60). O restante da variabilidade dos valores das ligas bruta de fusão é explicado por outros fatores que não estão sendo medidos aqui.

Tabela V.10 – Análise de Variância (ANOVA) da Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI bruta de fusão.

Fator	Soma Quadrados	Graus de liberdade	Quadrado médio	Estatística de teste F	P-valor
Liga	71.770,16	3	23923,39	10,798	0,0000
Resíduo	70.896,44	32	2215,51		
Total	142.666,60	35			

A análise ANOVA resultou em um p-valor menor que o nível de significância de 0,10. Isso sugere que uma das ligas possuem média menor de dureza. O teste de Tukey foi utilizado para saber quais das ligas apresentam dureza diferente.

O teste de Tukey é um teste estatístico que só pode ser feito quando o resultado da ANOVA aponta diferenças significativa entre as médias dos grupos, esse teste faz comparações 2 a 2 para verificar quais grupos diferem entre si.

Na Tabela V.11 são apresentados os resultados das comparações feitas pelo teste de Tukey. Em todas as linhas que o p-valor é menor que 0,10 significa que foi encontrada uma diferença estatisticamente significativa entre as médias dos grupos.

Tabela V.11 – Teste de Tukey da Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI bruta de fusão.

Liga 1	Liga 2	Diferença de dureza média	Lim. Inf IC 95%	Lim. Sup IC 95%	P-valor
Cr-CI	CrB-CI	-95,78	-155,89	-35,66	0,0008
CrNbB-CI	CrB-CI	4,67	-55,45	64,78	0,9966
CrNb-CI	CrB-CI	-75,78	-135,89	-15,66	0,0090
CrNbB-CI	Cr-CI	100,44	40,33	160,56	0,0004
CrNb-CI	Cr-CI	20,00	-40,12	80,12	0,8042
CrNb-CI	CrNb B-CI	-80,44	-140,56	-20,33	0,0052

Observa-se pela Tabela V.11 que existem diferenças significativas que separam as ligas da seguinte forma:

CrNbB-CI e CrB-CI possuem médias de dureza semelhantes e as médias desses dois grupos foram estatisticamente diferentes das ligas Cr-CI e CrNb-CI. As ligas Cr-CI e CrNb-CI não foram detectadas como tendo médias diferentes entre si.

Em resumo temos: Dureza (**CrNbB-CI = CrB-CI**) > (**Cr-CI = CrNb-CI**)

Na Figura 5.37 são apresentados os resíduos da Anova e verifica-se que os resíduos não apresentam nenhuma anormalidade, independência entre as observações e variância não-constante.

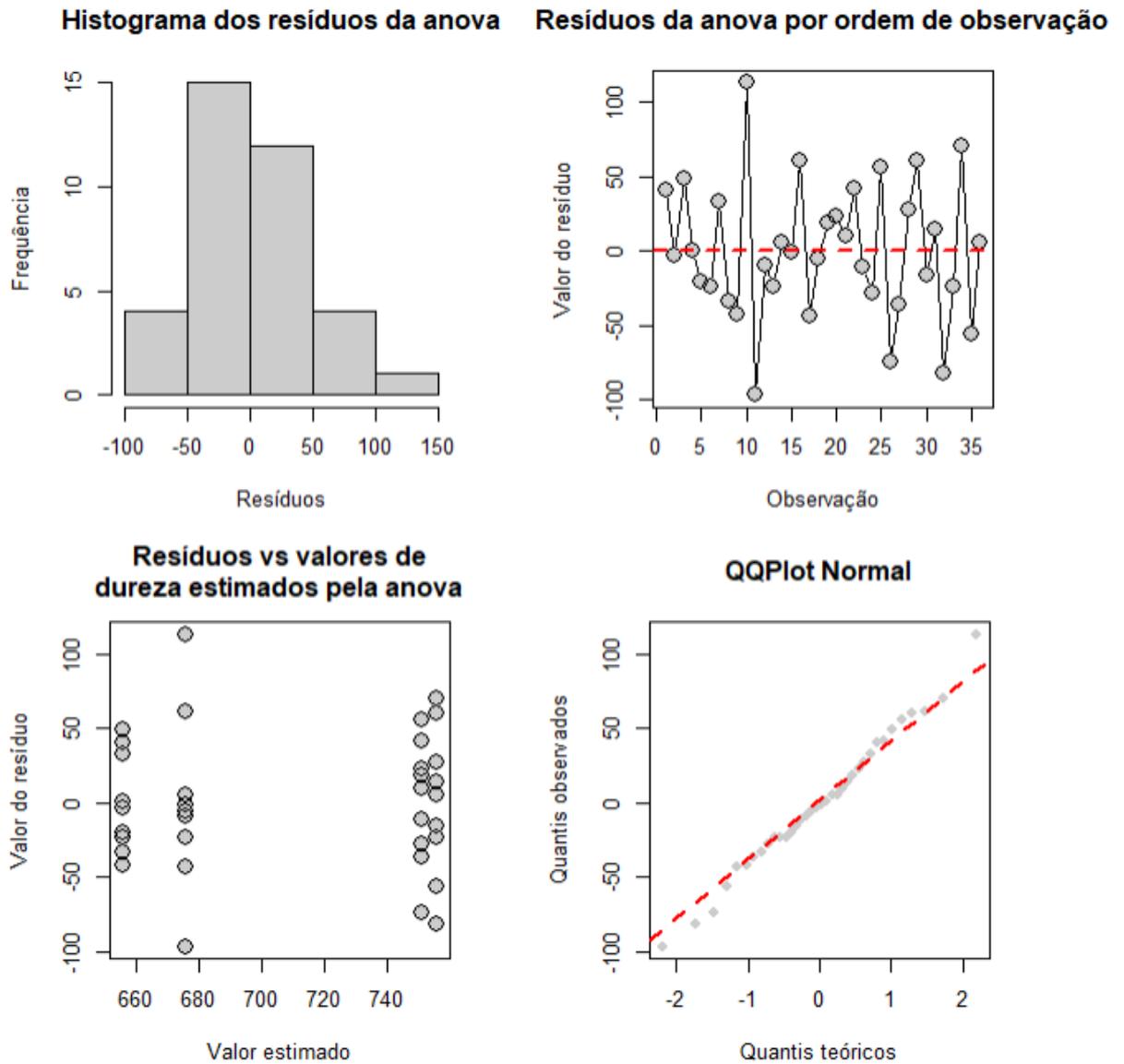


Figura 5.37 – Resíduos Anova da Macro dureza Vickers HV_{50} das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI bruta de fusão.

Na Tabela V.12 são apresentados os resultados da estatística descritiva para as ligas tratada termicamente.

Tabela V.12 – Estatística descritiva para as medições de Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI tratado termicamente.

Liga	Tamanho Amostra	Média	Desvio-Padrão
Cr-CI	9	845,56	27,30
CrNb-CI	9	800,78	53,2
CrB-CI	9	898,33	26,50
CrNbB-CI	9	879,44	26

Observa-se na Tabela V.12 que as ligas com boro tratadas termicamente CrB-CI e CrNbB-CI são as que possuem as maiores médias amostrais e os dois menores valores de desvio-padrão, ou seja, as durezas dessas ligas são parecidas entre si e são superiores as ligas sem boro Cr-CI e CrNb-CI.

Na Figura 5.38 são apresentadas as médias com os respectivos desvios padrão das ligas em estudo na condição de tratada termicamente.

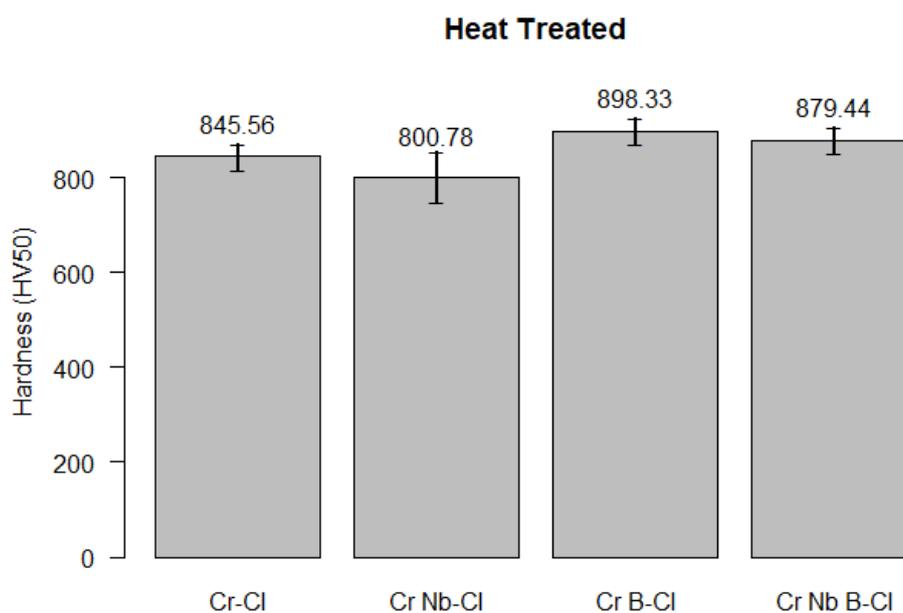


Figura 5.38 – Dureza Vickers HV₅₀ das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI tratada termicamente.

Na Tabela V.13 da análise de variância (Anova) observa-se que 55,5% da variabilidade dos valores de dureza das observações pode ser associado ao tipo de liga (soma de quadrados das ligas / soma de quadrados total). Verifica-se que existe pelo menos uma diferença significativa na média de uma das ligas em relação a outra. O teste de Tukey foi realizado.

Tabela V.13 – Análise de Variância (ANOVA) da Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI tratado termicamente.

Fator	Soma Quadrados	Graus de liberdade	Quadrado médio	Estatística de teste F	P-valor
Liga	49502,97	3	16500,99	13,325	0,0000
Resíduo	39626	32	1238,31		
Total	89128,97	35			

Como já dito anteriormente, o teste de Tukey é um teste estatístico que só pode ser feito quando o resultado da ANOVA aponta diferenças significativas entre as médias dos grupos e faz comparações 2 a 2 para verificar quais grupos diferem entre si. Na Tabela V.14 são apresentados os resultados das comparações feitas pelo teste de Tukey.

Tabela V.14 – Teste de Tukey da Macro dureza Vickers das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI tratado termicamente.

Liga 1	Liga 2	Diferença de dureza média	Lim. Inf IC 95%	Lim. Sup IC 95%	P-valor
Cr-CI	CrB-CI	-52,78	-97,72	-7,83	0,0163
CrNbB-CI	CrB-CI	-18,89	-63,83	26,06	0,6688
CrNb-CI	CrB-CI	-97,56	-142,5	-52,61	0,0000
CrNbB-CI	Cr-CI	33,89	-11,06	78,83	0,1939
CrNb-CI	Cr-CI	-44,78	-89,72	0,17	0,0511
CrNb-CI	CrNbB-CI	-78,67	-123,61	-33,72	0,0002

Observa-se na Tabela V.14 que a 10% de significância (0,10) temos que a liga CrB-CI com boro possui média de dureza maior que as ligas sem boro Cr-CI e CrNb-CI e inferior

a liga com nióbio e boro CrNbB-CI. Também, observa-se diferença significativa entre as ligas CrNb-CI e CrNbB-CI, ou seja, as ligas que contém somente nióbio tem dureza média menor que as ligas que contém boro e nióbio. Há diferença também entre Cr-CI e CrNb-CI, ou seja, Cr-CI foi detectada com média diferente estatisticamente que todas as outras ligas.

Em resumo temos:

Dureza Cr-CI < CrB-CI

Dureza Cr-CI < CrNbB-CI,

Dureza Cr-CI > CrNb-CI,

Dureza CrNb-CI < CrB-CI,

Dureza CrNb-CI < CrNbB-CI

Dureza CrNbB-CI = CrB-CI.

Na Figura 5.39 são apresentados os resíduos da Anova e verifica-se que os resíduos não apresentam nenhuma divergência dos requisitos da Anova.

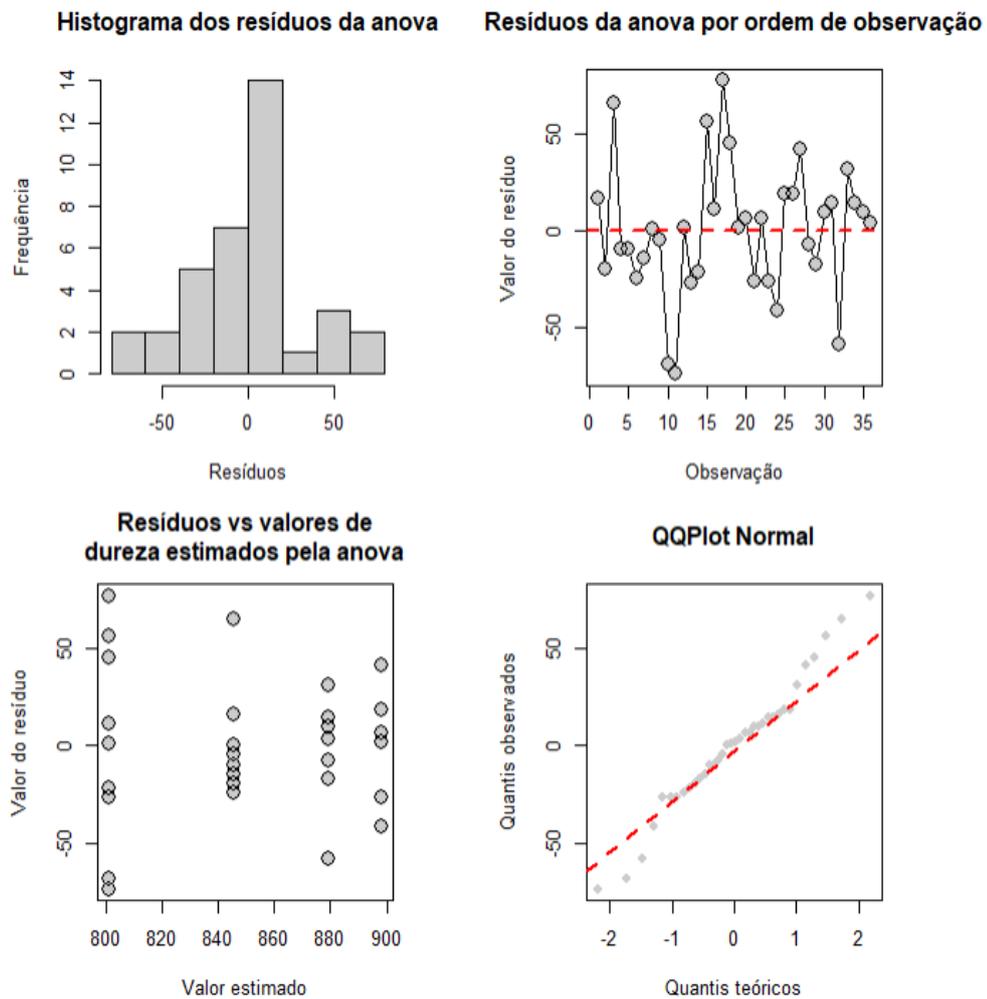


Figura 5.39 – Resíduos Anova da Macro dureza Vickers HV_{50} das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI tratado termicamente.

A liga CrNb-CI contendo nióbio, após o tratamento térmico, apresenta uma dureza média de 5,2% menor que a liga Cr-CI sem nióbio.

Na Tabela V.2 com os teores de carbono na austenita a 1020°C verifica-se que são muito similares esses teores entre essas ligas. Desta forma espera-se que a fase martensita presente nas duas ligas, sejam de mesma dureza (Figura 5.10). Além disso, a liga Cr-CI apresenta uma maior quantidade da fase austenita relativo a fase martensita na microestrutura após o tratamento térmico, conforme análise por DRX (Figura 5.9) e conforme as microestruturas da Figura 5.20.

Fazendo uma análise entre as ligas Cr-CI, CrNb-CI, sem boro, e CrB-CI e CrNbB, com adição de boro, tratadas termicamente, observa-se que as ligas com boro apresentaram dureza superior as ligas sem boro. Verifica-se nos diagramas DRX das ligas com boro CrB-CI e CrNbB-CI (Figuras 5.15 e 5.18) a presença de carbonetos Cr_7C_3 e $M_{23}C_6$. Pela análise realizada o carboneto $M_{23}C_6$ tem a composição química igual a $Fe_{23}(C,B)_6$. A possível presença de boro neste carboneto mais o fato que as microestruturas das ligas com boro serem hipereutéticas, com presença de carbonetos primários alongados de Cr_7C_3 , vai de encontro com a maior dureza encontrada para as ligas com boro.

5.6 Ensaio de Abrasão Roda de Borracha

Os resultados das perdas volumétricas acumuladas em mm^3 para as quatro ligas tratadas termicamente (Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI) nas quatro severidades (130N e 50 mesh, 130N e 100mesh, 45N e 50mesh, 45N e 100mesh), são apresentados nas Figuras 5.40 a 5.43. Na Figura 5.40 verifica-se carga fixada em 130N com a variação da areia.

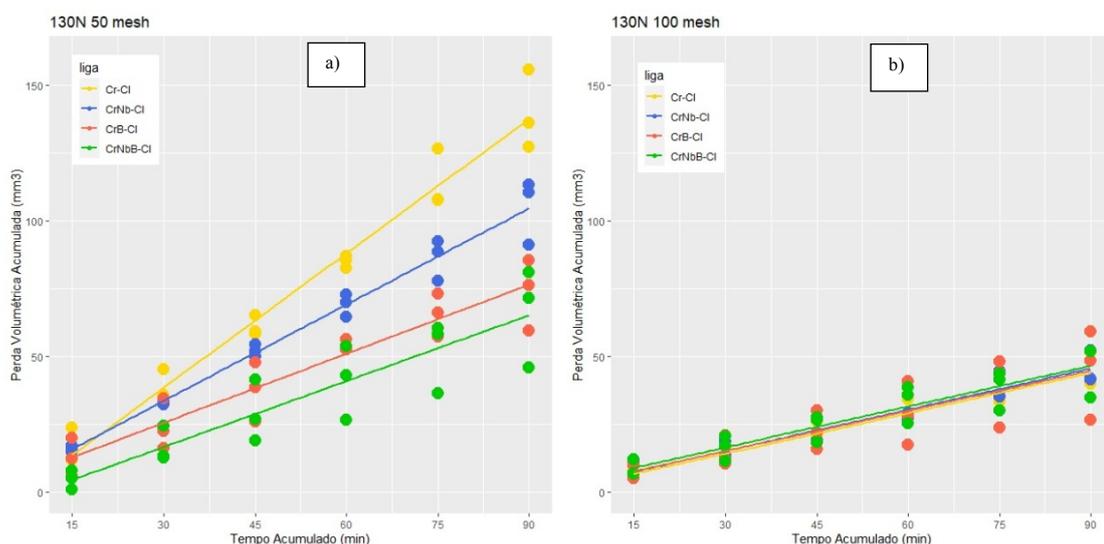


Figura 5.40 – Resultados de perda volumétrica acumulada (mm^3) no ensaio abrasão roda de borracha para as ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. (a) carga 130N e areia 50mesh (b) carga 130N e areia 100mesh.

Na Figura 5.41 observa-se que a carga foi fixada em 45N com a variação da areia.

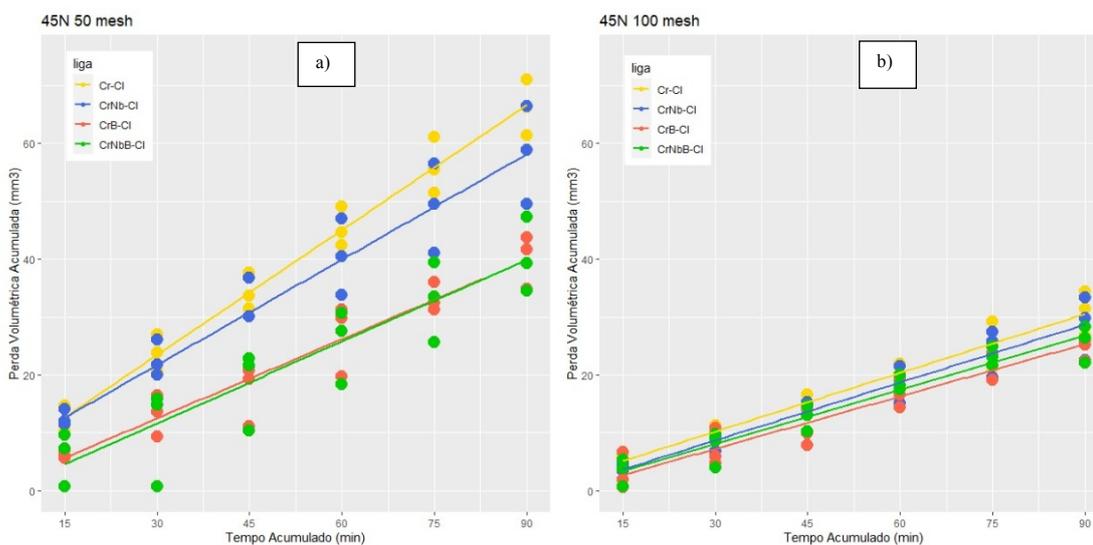


Figura 5.41 – Resultados de perda volumétrica acumulada (mm^3) no ensaio abrasão roda de borracha para as ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. (a) carga 45N e areia 50mesh (b) carga 45N e areia 100mesh.

Na Figura 5.42 observa-se que a areia foi fixada em 50mesh com a variação da carga.

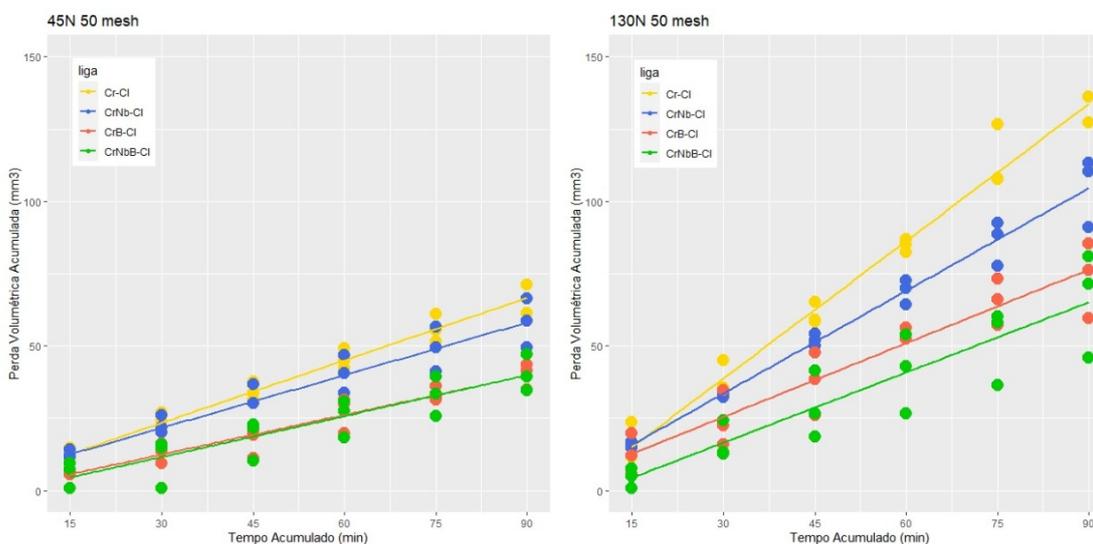


Figura 5.42 – Resultados de perda volumétrica acumulada (mm^3) no ensaio abrasão roda de borracha para as ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. (a) carga 45N e areia 50mesh (b) carga 130N e areia 50mesh.

Na Figura 5.43 verifica-se que a areia foi fixada em 100mesh com a variação da carga.

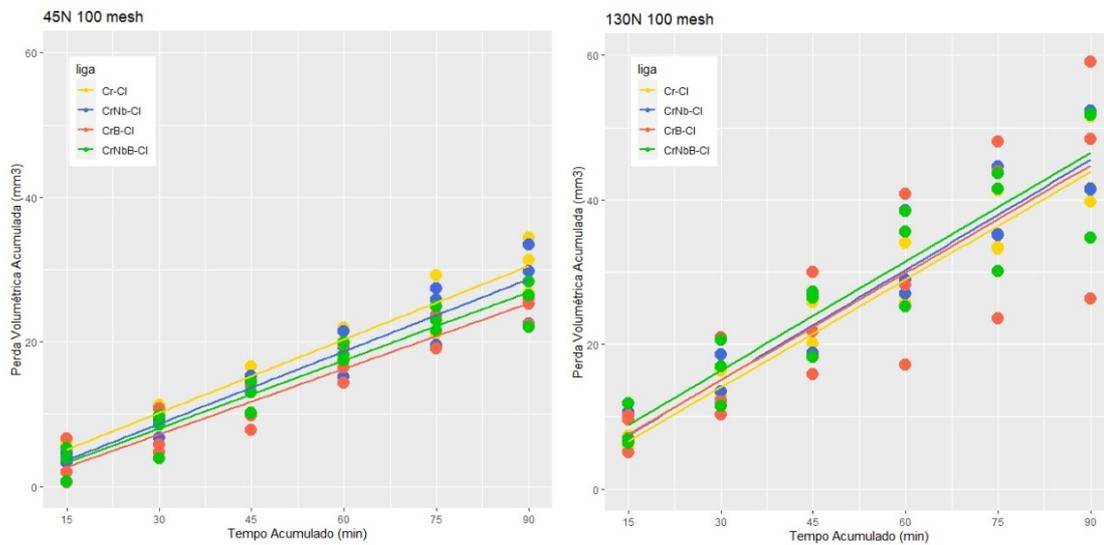


Figura 5.43 – Resultados de perda volumétrica acumulada (mm^3) no ensaio abrasão roda de borracha para as ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI. (a) carga 45N e areia 100mesh (b) carga 130N e areia 100mesh.

5.7 Análise Estatística

Uma análise estatística de regressão linear foi realizada com os resultados obtidos no laboratório. Na análise de regressão linear é suposto que os erros da regressão sejam “homoscedástico”, ou seja que eles tenham a mesma variância e, que não sejam correlacionados (as covariâncias são iguais a zero). Os resultados obtidos nos testes laboratoriais de desgaste abrasivo em roda de borracha, estas suposições não foram encontradas. A abordagem estatística denominada “Marginal Multivariado” prevê o que se denomina heterocedasticidade (os erros podem apresentar diferentes variâncias) e correlação (as covariâncias entre os erros podem ser diferentes de zero). Neste modelo estatístico, diferentes fatores que influenciam a resposta “perda volumétrica acumulada” são analisados simultaneamente. O modelo estatístico com adequado ajuste à totalidade dos dados experimentais indica qual o fator que tem maior influência neste parâmetro temporal.

O modelo estatístico “marginal multivariado” é uma das técnicas contidas no Modelo estatístico denominado “*longitudinal data analysis*” (FUNATOGAWA e FUNATOGAWA, 2018). Este modelo foi utilizado desde que no processo de desgaste abrasivo há dependência temporal entre uma medição em um tempo t_2 de uma medição no tempo t_1 ($t_2 > t_1$), ou seja, o volume desgastado medido ao longo do tempo depende do nível de desgaste anterior que a amostra sofreu. Se um teste de desgaste é realizado por 90 minutos e interrompido de 15 em 15 min para realização de medição da perda de massa, cada nova medição do volume desgastado poderá ser influenciada pela medição anterior. Este modelo estatístico baseado no *Gauss-Markov theorem*, permite tratar os dados considerando esta dependência temporal dos dados.

De posse dos resultados desta análise estatística, foi determinado quais as ligas que provavelmente terão melhor desempenho à resistência ao desgaste, no processo de mineração do ferro, em testes industriais. Oito variáveis foram consideradas para esta análise: composição química (04 variáveis), nível de carga (02 variáveis) e da severidade do impacto (02 variáveis), na perda volumétrica acumulada em mm^3 do desgaste abrasivo de ligas de ferro fundido branco alto cromo.

É importante salientar que esta análise foi realizada junto ao estatístico Gustavo Godinho, aluno do Curso de Graduação de Estatística da UFMG e membro da empresa Júnior de Estatística da UFMG, que propôs e realizou esta abordagem que se mostrou muito rica como será apresentado a seguir (GODINHO, 2019).

Na Tabela V.15 são apresentadas as estatísticas descritivas da perda volumétrica acumulada (em mm^3) por tipo de mesh. Nos ensaios de abrasão em que foi aplicado areia de menor granulometria (100mesh), os resultados da perda volumétrica acumulada (em mm^3) foram sempre menores se comparadas com as amostras em que foi aplicado areia mais severa (50mesh). Também se verifica que nos ensaios em que foi aplicada a areia de granulometria de 100mesh, a variância da perda volumétrica acumulada foi menor que nos ensaios em que foi aplicada a granulometria de 50mesh, para todos os tempos de medição, ou seja, nessas amostras desgastadas com areia de 100mesh os valores de perda ficaram mais próximos um dos outros do que nas amostras em que foi aplicado a severidade de 50mesh. Nota-se ainda que para os dois tipos de severidade, a média e a

variância da perda volumétrica cresceram com o tempo, o que representa que ao longo do tempo, ambas as amostras perderam volume e a cada medição esse processo foi ficando com uma variação maior.

Tabela V.15 – Estatísticas descritivas da perda volumétrica acumulada (em mm³) por tipo de mesh.

Mesh: 50 mesh								
Tempo (em min)	Mínimo	1° Quartil	Mediana	Média	3° Quartil	Máximo	Variância	Coefficiente de variação
15	0,67	6,68	11,46	10,78	14,75	23,56	31,31	51,9%
30	0,75	15,62	22,14	22,76	32,41	45,06	105,05	45,0%
45	10,33	21,60	32,54	34,77	48,32	65,19	249,04	45,4%
60	18,43	31,14	45,80	48,41	58,26	86,83	407,96	41,7%
75	25,70	38,66	56,88	61,08	74,31	126,54	737,37	44,5%
90	34,54	46,91	66,36	73,66	86,78	155,65	1121,51	45,5%
Mesh: 100 mesh								
Tempo (em min)	Mínimo	1° Quartil	Mediana	Média	3° Quartil	Máximo	Variância	Coefficiente de variação
15	0,56	4,62	5,95	5,88	6,80	11,84	8,03	48,2%
30	3,94	9,41	10,96	11,58	13,37	20,94	20,61	39,2%
45	7,76	14,07	16,20	17,63	20,57	30,00	37,61	34,8%
60	14,28	18,16	21,70	24,52	28,36	40,83	63,96	32,6%
75	19,10	23,64	28,33	30,78	36,77	48,00	80,62	29,2%
90	22,07	26,42	33,88	36,21	43,33	59,10	129,25	31,4%

Na Tabela V.16 são apresentadas as estatísticas descritivas da perda volumétrica acumulada (em mm³) valor de força , percebe-se que a perda volumétrica foi menor para os ensaios em que foi aplicado uma força de 45N. Também, a variância da perda volumétrica acumulada em cada tempo, foi menor nos ensaios em que foi aplicada a força de 45N, ou seja, essas tiveram valores de perda mais próximos entre si do que as em que foi aplicada a força de 130N. Nota-se ainda que para ambos os tipos de força aplicados, a média e a variância da perda volumétrica acumulada crescem ao longo do tempo, ou seja, independente da força aplicada, as amostras perdem volume ao longo do tempo e os valores das perdas ficam mais distantes um dos outros a cada medição.

Tabela V.16 – Estatísticas descritivas da perda volumétrica acumulada (em mm³) por tipo de força.

Força: 45N								
Tempo (em min)	Mínimo	1° Quartil	Mediana	Média	3° Quartil	Máximo	Variância	Coefficiente de variação
15	0,56	4,15	5,85	6,56	9,70	14,71	16,75	62,4%
30	0,75	9,01	10,27	12,89	17,27	26,96	51,56	55,7%
45	7,76	12,54	15,00	18,80	21,95	37,59	80,68	47,8%
60	14,28	18,39	20,80	26,53	31,91	49,08	119,77	41,3%
75	19,10	23,68	28,33	33,27	39,85	61,13	163,85	38,5%
90	22,07	26,75	34,45	39,31	47,83	71,12	238,20	39,3%
Força: 130N								
Tempo (em min)	Mínimo	1° Quartil	Mediana	Média	3° Quartil	Máximo	Variância	Coefficiente de variação
15	0,75	6,48	8,66	10,11	12,81	23,56	28,54	52,8%
30	10,27	13,09	17,76	21,46	32,41	45,06	100,92	46,8%
45	15,87	19,83	26,82	33,60	48,32	65,19	244,96	46,6%
60	17,18	27,89	39,71	46,40	58,26	86,83	443,98	45,4%
75	23,65	36,11	46,32	58,58	74,31	126,54	799,13	48,3%
90	26,35	44,83	55,69	70,55	86,78	155,65	1235,12	49,8%

Na Tabela V.17 são apresentadas as estatísticas descritivas da perda volumétrica acumulada (mm³) por tipo de liga, nota-se que houve diferença dos valores de perda volumétrica acumulada entre as amostras de ferro fundido branco alto cromo sem e com nióbio e boro. Em todos os tempos de medição, as amostras que não continham boro apresentaram valores de perda volumétrica acumulada maior que as amostras que continham, notando os valores de média, mediana e os quartis de cada um dos tipos de liga ao longo do tempo. Nota-se ainda que a variância nas amostras com boro foi menor que nas amostras que não continham, ou seja, as amostras com boro obtiveram valores de perda volumétrica acumulada mais próxima uma das outras, em comparação com as amostras que não continham o elemento boro. Nota-se também que as amostras com boro obtiveram menor perda volumétrica acumulada comparado as ligas com nióbio.

Tabela V.17 – Estatísticas descritivas da perda volumétrica acumulada (mm³) por tipo de liga.

Tempo (em min)	Liga: Cr-CI							
	Mínimo	1º Quartil	Mediana	Média	3º Quartil	Máximo	Variância	Coefficiente de variação
15	4,88	6,03	8,76	10,23	12,48	23,56	30,59	54,1%
30	9,55	12,34	18,50	21,47	28,43	45,06	134,47	54,0%
45	14,35	18,28	28,67	32,97	42,77	65,19	340,30	56,0%
60	17,87	24,76	38,20	44,76	57,44	86,83	682,61	58,4%
75	21,06	32,25	46,38	57,85	72,73	126,54	1312,87	62,6%
90	26,85	38,35	56,48	70,27	85,17	155,65	1978,09	63,3%
Tempo (em min)	Liga: CrB-CI							
	Mínimo	1º Quartil	Mediana	Média	3º Quartil	Máximo	Variância	Coefficiente de variação
15	0,56	5,46	6,36	7,52	9,76	19,72	25,14	66,7%
30	4,66	10,05	12,82	14,74	17,52	34,57	68,15	56,0%
45	7,76	13,34	19,99	21,88	27,00	47,73	144,48	54,9%
60	14,28	18,95	29,00	31,65	43,72	56,21	241,51	49,1%
75	19,10	23,68	34,26	39,86	50,31	73,18	322,31	45,0%
90	22,36	26,24	42,64	45,70	59,19	85,33	431,72	45,5%
Tempo (em min)	Liga: CrNb-CI							
	Mínimo	1º Quartil	Mediana	Média	3º Quartil	Máximo	Variância	Coefficiente de variação
15	3,33	6,06	11,01	10,09	14,30	16,90	23,28	47,8%
30	6,71	11,49	19,27	19,76	27,60	33,83	97,65	50,0%
45	9,90	17,66	24,16	28,99	40,08	54,33	247,48	54,3%
60	15,13	25,66	36,19	39,87	51,31	72,58	392,75	49,7%
75	19,61	33,19	42,89	49,48	61,81	92,39	605,92	49,7%
90	22,56	39,43	50,92	59,22	72,61	113,17	932,15	51,6%
Tempo (em min)	Liga: CrNbB-CI							
	Mínimo	1º Quartil	Mediana	Média	3º Quartil	Máximo	Variância	Coefficiente de variação
15	0,67	3,10	5,84	5,49	7,32	11,84	12,66	64,8%
30	0,75	9,49	12,88	12,72	16,16	24,20	43,10	51,6%
45	10,15	14,21	20,21	20,95	26,48	41,34	78,93	42,4%
60	17,41	19,58	27,04	29,57	36,34	53,84	127,81	38,2%
75	21,62	25,49	34,98	36,52	42,04	60,31	165,58	35,2%
90	22,07	33,00	42,57	44,53	51,76	80,81	316,12	39,9%

A partir dos dados das Tabelas V.15 a V.17 foi possível realizar as análises gráficas a partir da análise da influência das variáveis (carga, granulometria da areia e tempo) na perda volumétrica acumulada (em mm^3) das quatro ligas em estudo.

Na Figura 5.44 é apresentado as curvas da perda volumétrica acumulada (mm^3) com o tempo, obtidas para todas as ligas, indicando o crescimento ao longo do tempo. A plotagem deste gráfico inclui todas as severidades produzidas no laboratório.

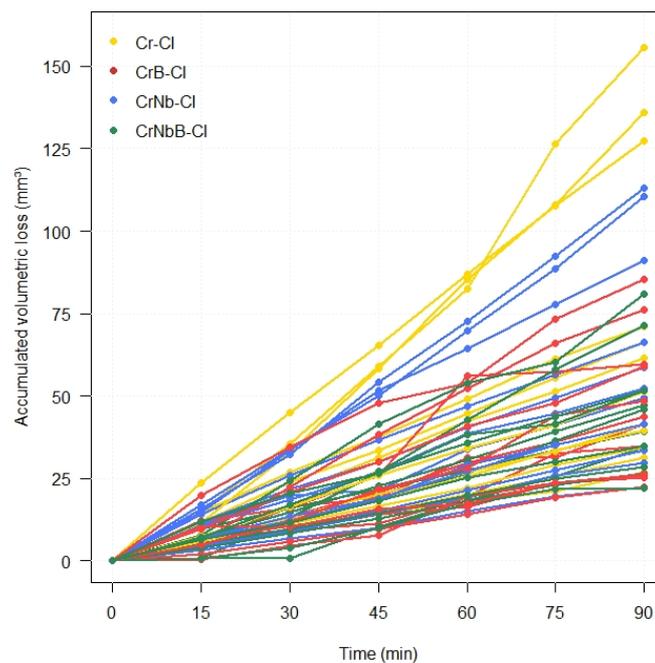


Figura 5.44 – Acompanhamento da perda volumétrica acumulada (mm^3) das ligas Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI ao longo do tempo.

Na Figura 5.45 observa-se o aumento da variância da perda volumétrica acumulada ao longo do tempo, o que confirma a não adequação de uma análise estatística de regressão linear.

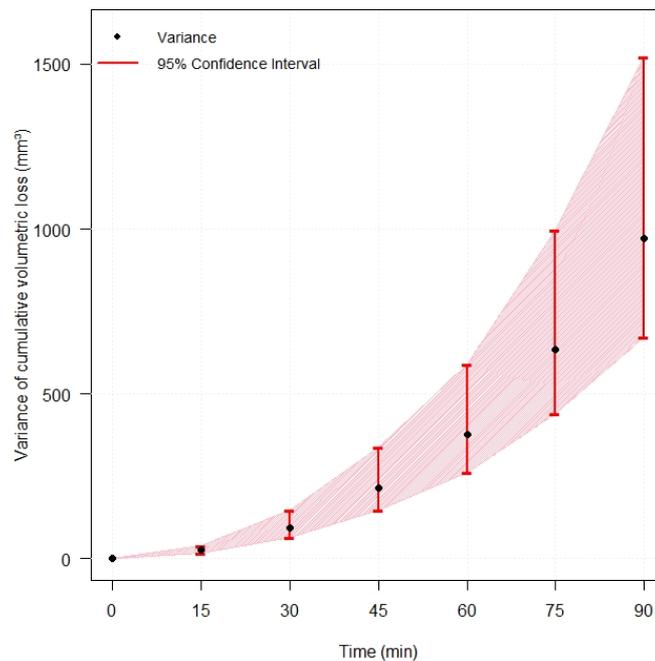


Figura 5.45 – Variância da perda volumétrica acumulada com o tempo de teste de desgaste com o intervalo de confiança de 95%.

A Figura 5.46 (boxplot da perda volumétrica acumulada ao longo do tempo por tipo de liga) confirma que, independentemente da composição da liga, nível de carga aplicada e tamanho do abrasivo no teste de abrasão roda de borracha, a perda volumétrica aumenta com a duração do teste de desgaste.

A liga Cr-CI (Figura 5.46) (boxplot amarelo) apresentou maiores valores de perda volumétrica acumulada em comparação com as outras ligas com adição de Nb e B. Esta liga apresentou uma maior variância (observar tamanho das linhas dos boxplots amarelos) em todos os momentos de medição, indicando que o comportamento das amostras da liga base Cr-CI foi próximo de ser aleatório. Ou seja, a previsibilidade do comportamento destas ligas em tempos maiores de desgaste pode apresentar um erro maior. As ligas com adição de Nb (boxplot azul) e B (boxplot vermelho) apresentaram menor perda volumétrica acumulada que a liga base Cr-CI, independente da severidade do teste de desgaste laboratorial (tamanho do abrasivo e carga do teste). A adição de boro se mostrou mais eficaz para redução da perda volumétrica acumulada nesses testes laboratoriais que a adição de nióbio. A liga CrNbB-CI (boxplot verde) apresentou os menores valores de

perda volumétrica acumulada e de variância, indicando que a adição de Nb na liga que contém B tende a minimizar o desgaste abrasivo no teste de desgaste roda de borracha para diferentes severidades.

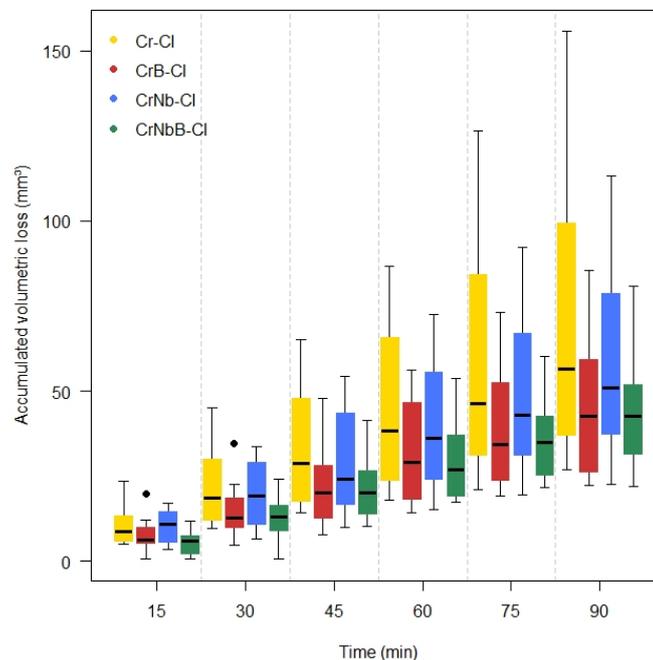


Figura 5.46 – Boxplot da perda volumétrica acumulada ao longo do tempo por tipo de liga.

Considerando apenas a influência da força aplicada no teste laboratorial, observa-se na Figura 5.47 (a) que independente da composição da liga ou da severidade do abrasivo, forças maiores aplicadas 130N (boxplot vermelho) levam a uma maior perda volumétrica de desgaste. Na Figura 5.47 (b) observa-se que independente da força aplicada e da composição química da liga, uma maior severidade do abrasivo 50 mesh (boxplot azul) leva a maior perda volumétrica por desgaste. Esses resultados confirmam a previsão da equação para desgaste abrasivo por deformação plástica (Equação 5) que prevê que o volume total removido por unidade de distância de deslizamento (Q) é proporcional à carga normal total aplicada (W). Estão também de encontro com a literatura que pequenas partículas abrasivas causam proporcionalmente menos desgaste do que as maiores. (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017).

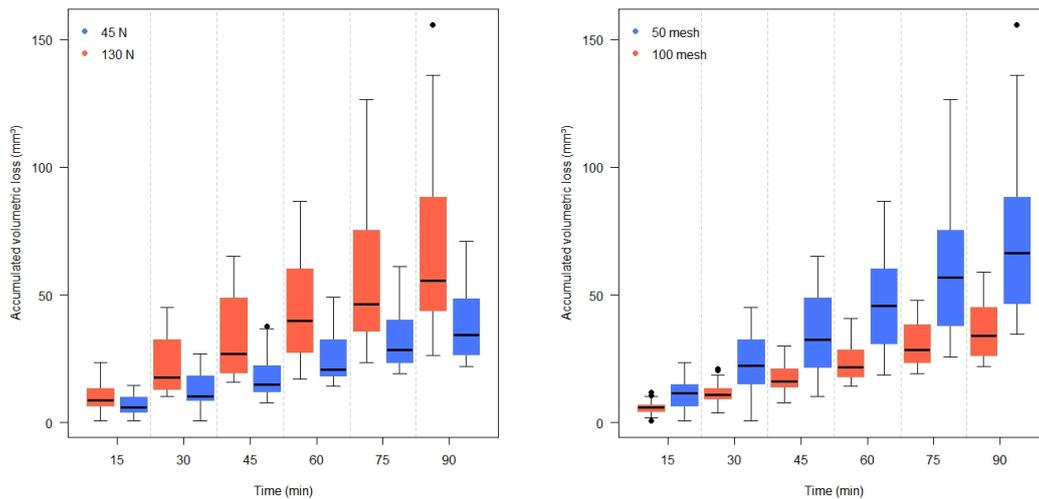


Figura 5.47 –Boxplot da perda acumulada de volume por desgaste ao longo do tempo. (a) considerando a força aplicada no teste laboratorial de desgaste; (b) considerando o tamanho da partícula abrasiva no teste laboratorial de desgaste.

Na Figura 5.48 é apresentado o resultado da análise estatística da interação entre os níveis de força e tamanho do abrasivo. Para qualquer composição química das ligas estudadas de ferro fundido branco alto cromo, a condição de maior severidade (maior força 130N e maior tamanho do abrasivo 50 mesh) – boxplot vermelho; resultou em maiores valores de perda volumétrica acumulada por desgaste (mm^3) e, a condição de menor severidade (menor força 45N e menor tamanho do abrasivo 100 mesh) – boxplot azul; resultou em menores valores de perda volumétrica acumulada por desgaste (mm^3). Fora das condições extremas de severidade, observa-se que nas ligas de ferro fundido branco de alto cromo sem adição de boro (Cr-CI, CrNb-CI), a interação da menor força (45N) com maior tamanho da partícula do abrasivo (50mesh) – boxplot verde – apresenta maior desgaste comparado com maior força (130N) e menor tamanho do abrasivo (100mesh) – boxplot amarelo. Este resultado sugere que o tamanho da partícula abrasiva é mais influente na variável resposta “perda volumétrica de desgaste acumulado” que a intensidade da força aplicada nas ligas sem boro. Com a adição de boro na liga de ferro fundido branco de alto cromo, o comportamento foi diferente. A interação da maior força (130N) com tamanho menor do abrasivo (100mesh) – boxplot amarelo – apresenta desgaste maior quando comparado com menor força (45N) e maior partícula abrasiva (50mesh) – boxplot verde.

Este resultado sugere que a taxa de desgaste das ligas com a adição de boro apresenta uma dependência maior da força aplicada.

Resumindo: Observa-se nos quadrantes referentes as ligas sem boro, (1º e 3º) as caixas amarelas estão em nível inferior as verdes (o tamanho do abrasivo teve maior influência na resposta mensurada: “perda volumétrica de desgaste acumulado”). Os quadrantes referentes as ligas com boro (2º e 4º) as caixas amarelas estão em nível mais alto que as verdes (a força aplicada teve maior influência na resposta mensurada: “perda volumétrica de desgaste acumulado”).

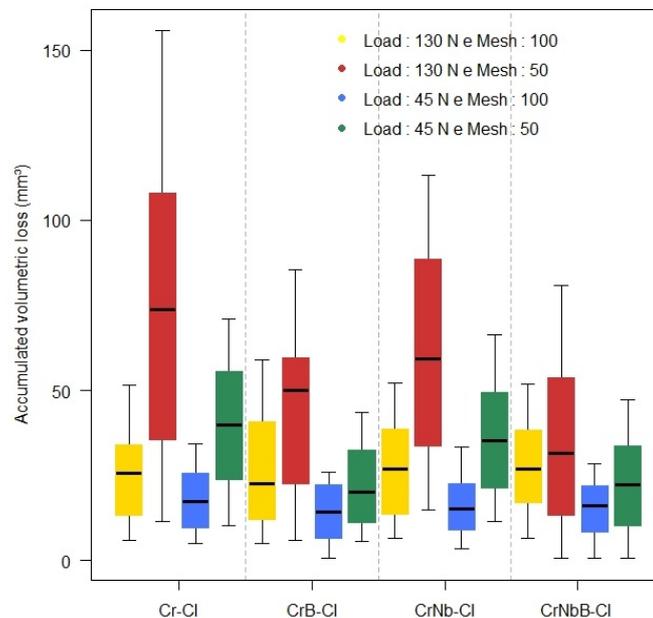


Figura 5.48 – Boxplot da perda acumulada do volume por desgaste ao longo do tempo pela interação entre os níveis de Força e Mesh por tipo de liga.

A análise desses resultados sugere possível mudança de mecanismos predominantes no processo de desgaste ocorrido durante os testes laboratoriais.

Segundo Hutchings (1992) é conhecido que podem ocorrer dois tipos principais de desgaste abrasivo: desgaste abrasivo por deformação plástica e desgaste abrasivo por fratura frágil. A taxa de desgaste abrasivo devido à deformação plástica é inversamente

proporcional à dureza, justificando a busca por ligas de maior dureza para obter maior resistência ao desgaste. No caso de desgaste por fratura frágil, a tenacidade da liga é importante (que diminui com o aumento da dureza), e a taxa de desgaste não é diretamente proporcional à carga normal, W , mas é proporcional a $W^{5/4}$: Em aplicações onde podem ocorrer cargas de alto impacto, como quando o minério é transportado em altas velocidades, o mecanismo de desgaste por fratura frágil domina.

No desgaste abrasivo por deformação plástica, o volume total removido por unidade de distância de deslizamento, Q (taxa de desgaste), é demonstrado na Equação 5:

$$Q = \frac{KW}{H} \quad (5)$$

onde W é a carga normal total aplicada, K é o coeficiente de desgaste adimensional e H a dureza de indentação. Quando o mecanismo dominante de desgaste abrasivo é por deformação plástica, a taxa de desgaste varia inversamente com a dureza e diretamente com a carga aplicada, justificando a busca por ligas de maior dureza para obter maior resistência ao desgaste.

No desgaste abrasivo por fratura frágil, a taxa de desgaste é mostrada na Equação 6:

$$Q = \alpha \frac{W^{5/4} d^{1/2}}{A^{1/4} K_c^{3/4} H^{1/2}} \quad (6)$$

Onde, α é uma constante, A é a área de contato aparente, d é a dimensão linear das partículas abrasivas, W é a carga normal total aplicada, H é a dureza de indentação e K_c é a tenacidade. O parâmetro de dureza é elevado a uma potência de $1/2$.

A Equação 6 indica que a taxa de desgaste é inversamente proporcional à dureza e tenacidade. Em modelos onde a fratura frágil é prevista, a dureza não é o parâmetro mais importante que determina a resistência ao desgaste.

No caso de desgaste por fratura frágil, a tenacidade da liga é importante (que diminui com o aumento da dureza), e a taxa de desgaste não é diretamente proporcional à carga normal, W , mas é proporcional a $W^{5/4}$: Em aplicações onde podem ocorrer cargas de alto impacto,

como quando o minério é transportado em altas velocidades, o mecanismo de desgaste por fratura frágil domina.

Uma característica importante da Equação 6 é que a taxa de desgaste por fratura frágil não é diretamente proporcional à carga normal, marcando uma diferença importante entre esse mecanismo e o mecanismo envolvendo deformação plástica, como mostrado na Equação 5. Os resultados obtidos para as ligas com adição com boro sugerem que sob forças aplicadas de maior intensidade, o mecanismo predominante do desgaste abrasivo tende a mudar para o mecanismo de fratura frágil, uma vez que a análise estatística dos resultados laboratoriais indicou uma maior dependência das ligas com adição de boro com a força aplicada ao longo do tempo do teste. Para confirmar esses resultados, o planejamento dos testes industriais foi proposto inserindo placas com todas as composições químicas, em regiões de maior severidade (força aplicada maior, velocidade de transporte de minério maior, presença de impacto) e em regiões de menor severidade (força aplicada menor, velocidade de transporte de minério menor e baixíssimo impacto).

O modelo estatístico proposto neste estudo foi baseado no resultado obtido que a variância dos dados cresce exponencialmente ao longo das medições (Figura 5.45). Na Figura 5.49 está plotado o modelo estatístico proposto (linha vermelha) juntos ao conjunto de todos os dados experimentais obtidos - “perda volumétrica de desgaste acumulada observada”, ao longo do tempo de desgaste, para todas as condições analisadas (04 composições química, 02 tamanhos de abrasivo, 02 níveis de força aplicada).

Os testes de análise dos resíduos normalizados para o modelo proposto, confirmaram que os pontos obtidos pelo modelo estatístico se ajustaram a uma reta (Figura 5.49), indicando que a estimativa ficou bem próxima dos valores observados para a perda volumétrica acumulada (em mm^3).

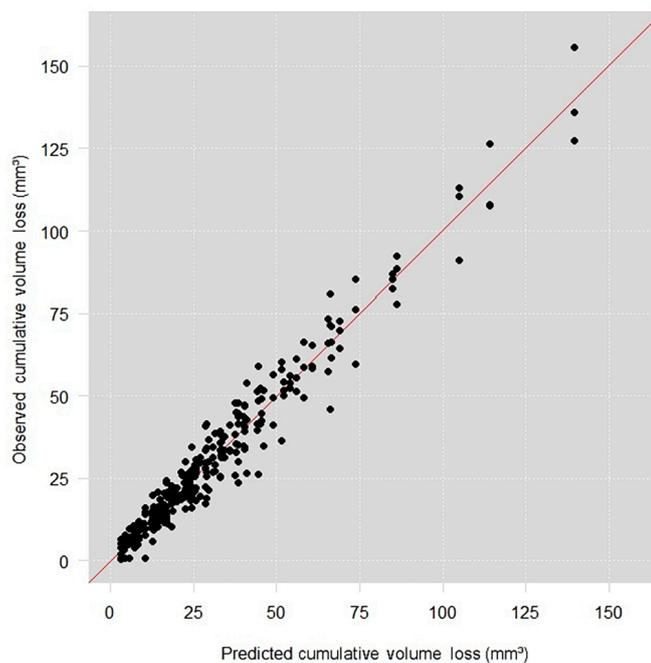


Figura 5.49 – Comparação entre os valores observados experimentalmente e os estimados pelo modelo estatístico para perda volumétrica acumulada (em mm^3).

5.8 Testes em Campo

Os testes de campo foram realizados com dois principais objetivos:

- 1- Contrapor testes laboratoriais versus testes em campo. O objetivo principal é utilizar a metodologia científica para a proposição de um modelo denominado de “real construído”, a partir de dados laboratoriais, e a partir deste modelo pensar o real observado no campo (“real observado”) (GODOY, 2020). Esta metodologia se baseia na premissa que não é necessário trazer todas as condições reais para dentro de um laboratório para poder pensar e interferir no real observado no campo.
- 2- Realizar análise do custo benefício ao se adicionar os elementos de liga boro e nióbio no ferro fundido branco alto cromo, a partir de testes de campo em condições reais de operação de Mineradoras de Minério de Ferro. O ganho em resistência ao desgaste abrasivo com a adição de elementos de liga deve ser contraposto com o custo da

produção da liga para avaliação do benefício “ganho de resistência ao desgaste abrasivo versus custo”.

Após as análises estatísticas realizadas a partir dos resultados laboratoriais, o projeto experimental de testes no campo objetivou a identificação de chutes de transferência de minério de ferro submetidos a condições de severidade branda e severa.

O chute de transferência é um equipamento que tem a função de receber um fluxo de minério descarregado da polia principal de uma correia transportadora, redirecioná-la e carregá-la uniformemente em uma segunda correia transportadora que opera em uma direção diferente. O fluxo de minério é realizado de forma automática e passiva, ou seja, sem nenhuma intervenção humana ou mecânica, usando apenas momento e gravidade.

5.8.1 Teste Industrial no Chute de Transferência

Após contato com inúmeras empresas mineradoras de ferro no estado de Minas Gerais foi identificado em uma Mineradora de médio porte localizado em Miguel Burnier, distrito de Ouro Preto, um chute de transferência de minério que atendeu a premissa de apresentar condições de severidade alta.

O teste foi realizado com aplicação de uma placa de referência com três conjuntos de insertos das ligas totalizando 12 amostras, no equipamento BP108 (Figura 5.50) de uma instalação de tratamento de minério localizada em Miguel Burnier do estado de Minas Gerais, Brasil. O material transportado no chute de transferência de minério composto por mineral hematita de densidade 5.3g/cm^3 , dureza Vickers 4.6 – 6.4GPa, resistência à compressão 180 – 250MPa e granulometria variando de 6.3 a 31.5mm. A taxa de transporte do minério de 1180ton/h, velocidade do minério de 3.0m/s com altura de queda de 12m. Estas condições foram identificadas como desgaste abrasivo sob alta severidade.

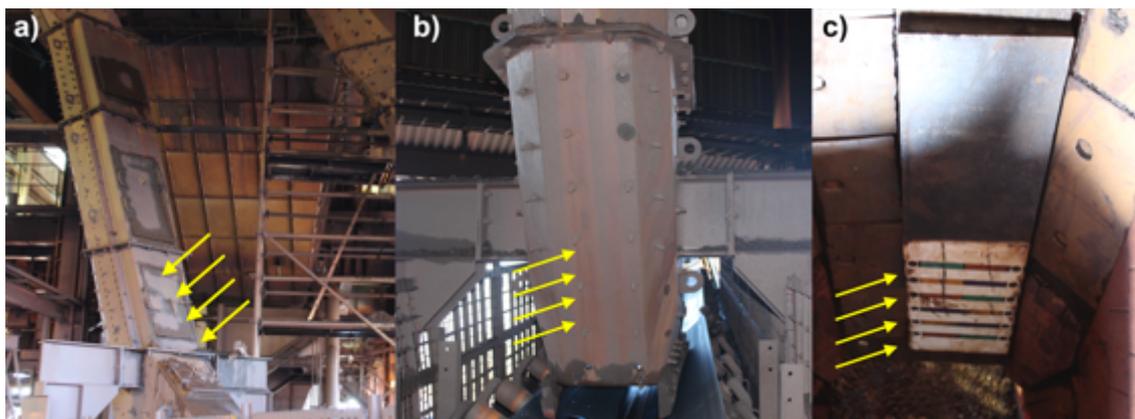


Figura 5.50 – (a) Chute de Transferência de Minério de Ferro. (b) Parte curva do chute de transferência, local de instalação da placa de teste das amostras e (c) placa de teste instalada com conjunto de amostras.

O equipamento de chute de transferência empregado neste trabalho tem quase a mesma configuração de “geometria de chute curvo” do transportador dinâmico avaliado por Lawrence K. Nordell em Robe River, Austrália (NORDELL, 1997) (Figura 5.51). Por meio de simulação numérica, esse autor demonstrou na Figura 5.51 que regiões de alta pressão, leva a desgaste mais intensos. Um índice de abrasão foi definido por este autor, para criar um mapa abrasivo para todo o chute curvo. O índice abrasivo foi obtido multiplicando-se a pressão aplicada pela quantidade de deslizamento ($\text{MPa}\cdot\text{m}$) entre o minério e a correia em contato direto. A região do início da zona abrasiva que apresenta o maior índice de abrasão corresponde à região onde foram colocadas as placas de desgaste contendo as pastilhas, estudadas neste trabalho.

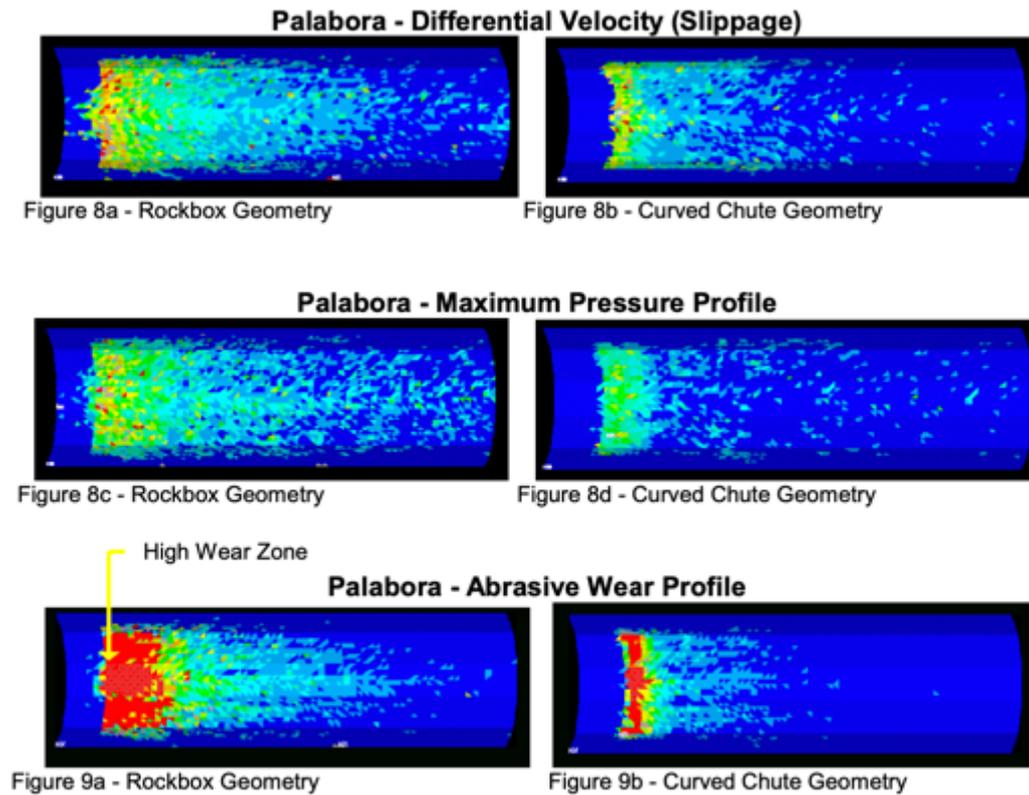


Figura 5.51 – Imagem produzida por NORDELL, 1997. Figura 8a mostra a correia em vista plana, com os retângulos destacados indicando as zonas de dano de deslizamento (abrasão) (Rockbox). Tons em vermelho são áreas de maior intensidade. A Figura 8b mostra o mesmo efeito para o projeto de chute curvo proposto pelo autor. A Figura 8c apresenta a intensidade máxima de pressão (goivagem e abrasão) do Rockbox e a Figura 8d é a intensidade de pressão do chute curvo. As Figuras 9a e 9b combinam pressão e deslizamento para o Rockbox e Chute Curvo respectivamente. A região em vermelho no início da zona abrasiva indica alto desgaste.

O fluxograma do circuito de alimentação do chute de transferência é demonstrado na Figura 5.52 e é proveniente do material que tem origem na pilha de regularização passando pela britagem e peneiramento secundário com descarga na pilha de granulado.

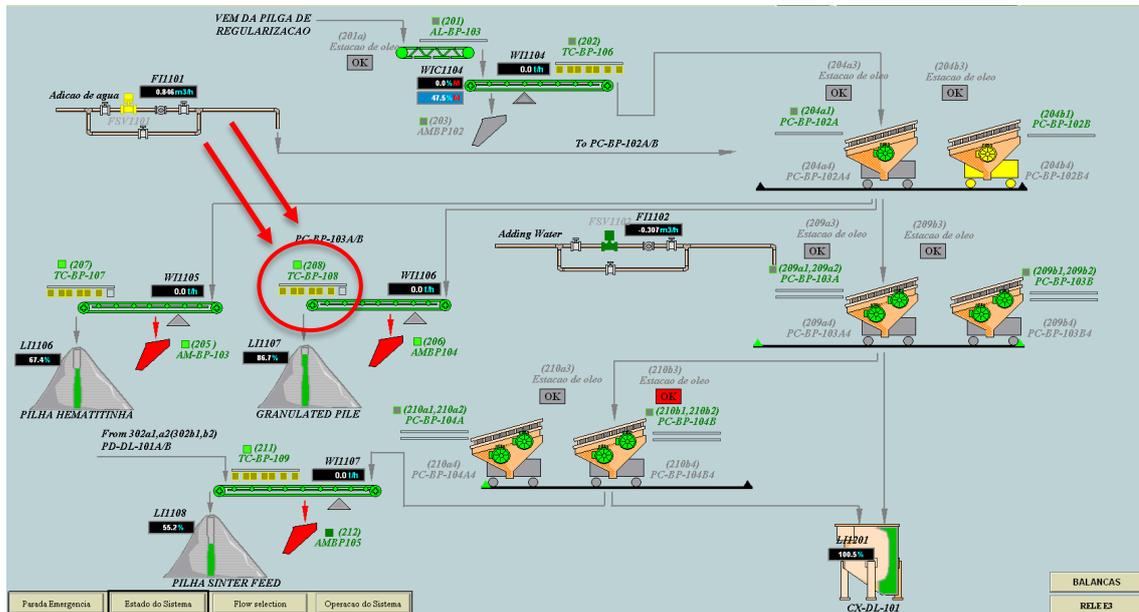


Figura 5.52 – Fluxograma do circuito de alimentação do chute de transferência (BP108)

Após 75 dias de operação a placa referência foi desmontada do chute de transferência. Na Figura 5.53 são apresentados os valores de perda de massa em gramas das quatro ligas instaladas. Tomando-se como referência a perda de massa da liga Cr-CI em 24,3g nesta aplicação, a liga CrNb-CI, com adição de nióbio, apresentou um desgaste medido por perda de massa, superior em 42%, por outro lado, as ligas com adição de boro, CrB-CI e CrNbB-CI apresentaram um maior desgaste, em relação a liga base Cr-CI, 119% e 122% respectivamente. A adição de elementos de liga Nb e B não contribuíram na diminuição do desgaste (perda de massa) das amostras de ferro fundido branco de alto cromo para esta aplicação.

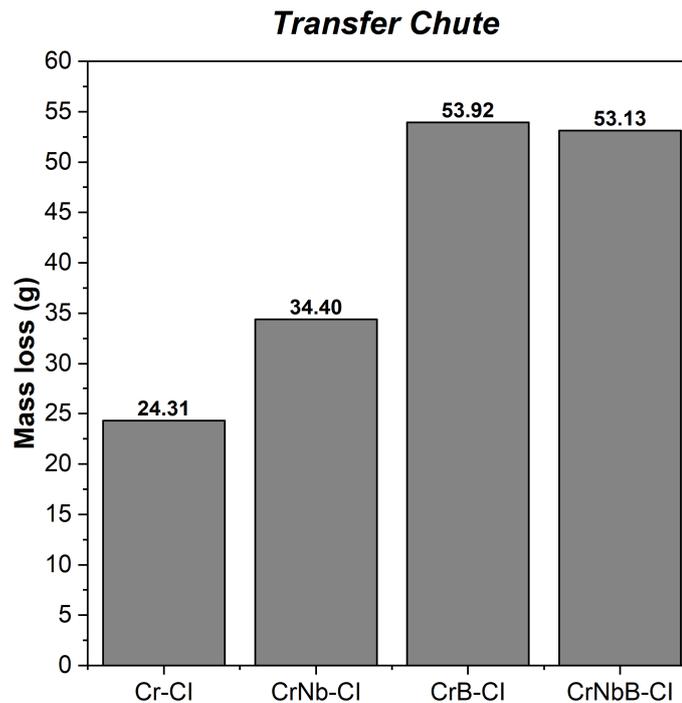


Figura 5.53 – Valores de perda de massa em gramas para as ligas testadas no chute de transferência (condição de severidade alta).

5.8.2 Teste Industrial no Alimentador de Correia

O teste foi realizado com aplicação de uma placa de referência com três conjuntos de insertos das ligas totalizando 12 amostras, no equipamento 121AL02 (Figura 5.54) de uma instalação de tratamento de minério de uma mineradora de grande porte, localizada em Conceição do Mato Dentro do estado de Minas Gerais, Brasil. O material transportado no alimentador de correia composto por mineral hematita de densidade 5.3g/cm³, dureza Vickers 4.6 – 6.4GPa, resistência à compressão 180 – 250MPa e granulometria variando de 60 a 250mm. A taxa de transporte do minério de 2834ton/h, velocidade do minério de 0.5m/s, sem altura de queda. Essas condições do processo de desgaste foram identificadas como sendo mais próxima da condição de desgaste abrasivo sob severidade branda.



Figura 5.54 – (a) alimentador de correia. (b) local de instalação da placa de teste das amostras

Na Figura 5.55 é apresentado o fluxograma do circuito de alimentação do alimentador de correia e é proveniente do material da britagem primária com descarga no peneiramento primário.

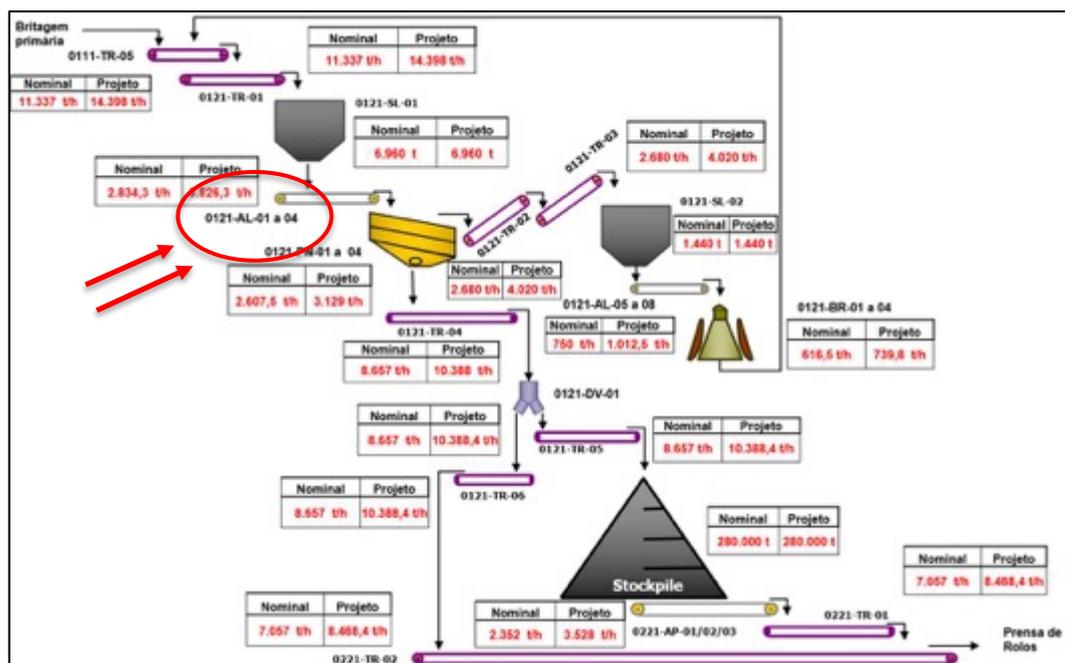


Figura 5.55 – Fluxograma do circuito de alimentação do alimentador de correia (120-AL-01)

Após 57 dias de operação a placa referência foi desmontada do alimentador de correia. Na Figura 5.56 são apresentados os valores de perda de massa em gramas das quatro ligas instaladas. A liga CrNbB-CI apresentou a menor perda de massa, enquanto a liga Cr-CI apresentou o pior resultado, consumo superior a 5 vezes o da liga CrNbB-CI.

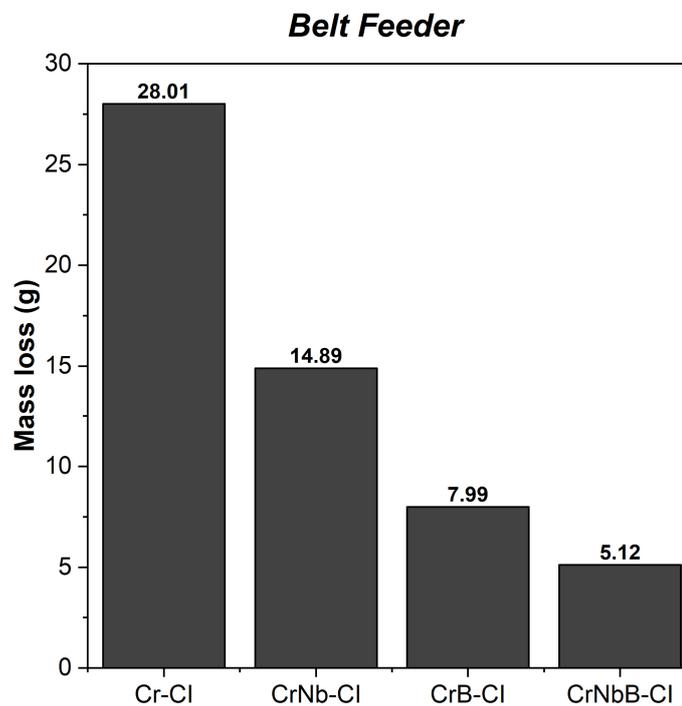


Figura 5.56 – Valores de perda de massa em gramas para as ligas testadas no alimentador de correia (condição de severidade baixa).

No equipamento alimentador de correia, em relação ao equipamento do chute de transferência, a velocidade do minério foi seis vezes menor e não há presença de impacto por queda do minério sobre a placa, resultando em um deslizamento menos agressivo do minério devido à baixa velocidade. Para materiais que apresentam mesma dureza e mesma tenacidade (considerando mesma liga nas duas aplicações), frente a condições de severidade tão diferentes, espera-se respostas diferentes quanto ao mecanismo de desgaste. Nessas condições de severidade, provavelmente o mecanismo de desgaste no alimentador de correia (severidade baixa) seja predominantemente por deformação plástica (HUTCHINGS, 1992), enquanto que no chute de transferência (severidade alta) o mecanismo de desgaste para as ligas com menor tenacidade, o desgaste ocorra por fratura frágil.

Na Tabela V.18 é apresentado o ranqueamento obtido das ligas em relação a perda de massa. A liga base de ferro fundido branco de alto cromo (Cr-CI), sem a adição de Nb e/ou B, foi a liga de melhor desempenho (menor perda de massa) no chute de transferência de minério (*Transfer Chute*), enquanto que as ligas com adição de B apresentaram o pior desempenho (maior perda de massa). De acordo com a análise estatística foi previsto que ligas com boro poderiam ter um desempenho inferior em condições de maior severidade no processo de desgaste. De fato, a liga CrB-CI apresentou o pior desempenho no chute de transferência de minério e um mecanismo de fratura frágil provavelmente foi dominante nestas ligas. O melhor desempenho da liga Cr-CI sem adição de Nb e/ou B foi devido a uma matriz austenítica com presença de carbonetos eutéticos.

Jian-Min *et. al* (1990), em estudos de ferro fundido branco alto cromo, concluíram a importância da austenita retida na microestrutura em processos de desgaste abrasivo alta energia de impacto. Propuseram aumentar a temperatura de austenitização antes da tempera na tentativa de aumentar o teor de austenita retida e melhorar a resistência ao desgaste abrasivo. Os autores propuseram a existência de um mecanismo de desgaste por fadiga (*fatigue spalling*) que opera em processos onde ocorre impacto. Austenita retida na microestrutura inibiria o início e propagação de trincas e aumentaria a resistência ao impacto. Esses autores consideraram apenas o fator impacto. Por outro lado, Nordell (1997) definiu que a abrasão é uma medida multiplicando a pressão aplicada pela quantidade de deslizamento (MPa-m) entre o minério e a correia em contato direto. Desta forma, a carga que incide sobre a placa de desgaste é um fator de muita importância na abrasão. E os resultados indicaram que a presença de austenita na liga Cr-CI garantiu maior resistência ao desgaste abrasivo, desde que a severidade do processo de desgaste se deu pela associação de maior carga, maior velocidade e impacto do minério sobre a placa.

No equipamento alimentador de correia (*Belt Feeder*), as ligas com adição de boro (CrB-CI e CrNbB-CI) apresentaram o melhor desempenho frente a um mecanismo de deformação plástica contrariamente ao ocorrido na aplicação do chute de transferência. A microestrutura hipereutética das ligas CrB-CI e CrNbB-CI com carbonetos primários M_7C_3 em uma matriz martensítica corroboraram com este resultado. As ligas com adição de boro apresentaram uma maior macrodureza. Essas diferenças na estrutura (cristalina e

microestrutura) dessas ligas foram responsáveis por respostas diferentes ao desempenho por desgaste nas aplicações industriais testadas neste trabalho.

Tabela V.18 – Comparação do ranqueamento das ligas de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio e/ou boro em laboratório e testes industriais no processo de mineração de ferro.

	Perda de Massa Acumulada (g)		
	Ensaio Roda de Borracha 130N / 50 mesh (90 min)	Chute de Transferência de Minério (75 dias = 108.000 min)	Alimentador de Correia (57 dias = 82.080 min)
Cr-CI	1,03	24,31	28,00
CrNb-CI	0,77	34,40	14,89
CrB-CI	0,53	53,92	7,99
CrNbB-CI	0,47	53,13	5,12

As Figuras 5.57 e 5.58 apresentam o ranqueamento entre as ligas para uma possível correlação entre os resultados de laboratório e os resultados obtidos na aplicação industrial do alimentador de correia.

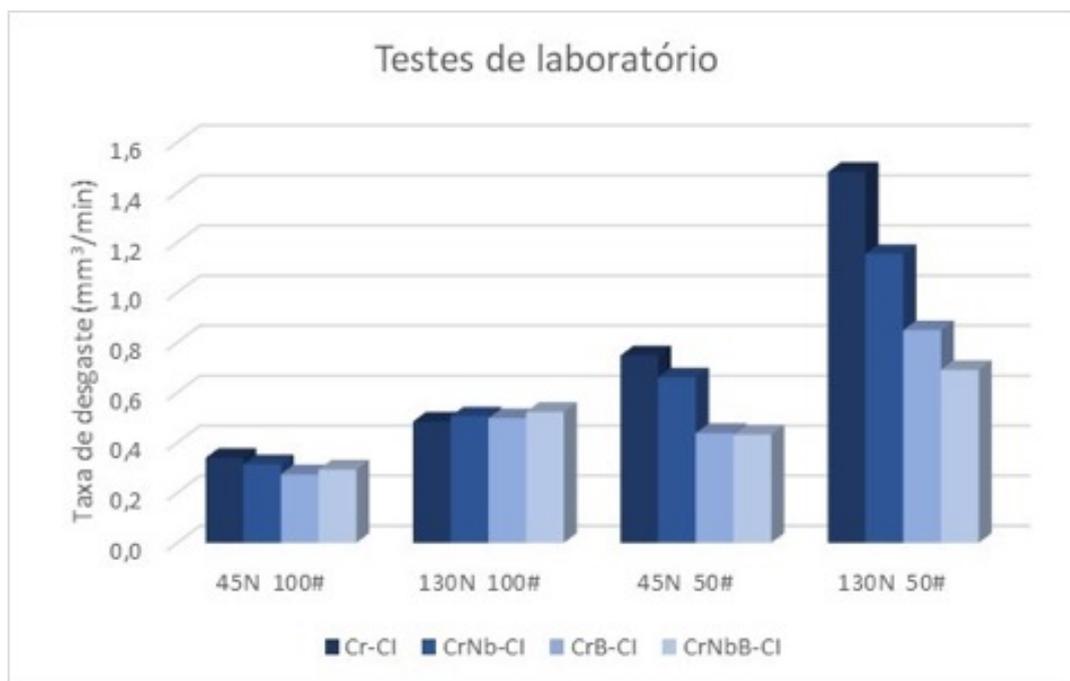


Figura 5.57 – Ranqueamento da taxa de desgaste entre as quatro ligas (Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI) para as quatro severidades do teste de laboratório abrasivo roda de borracha (45N e 100mesh, 130N e 100mesh, 45N e 50mesh, 130N e 50mesh).

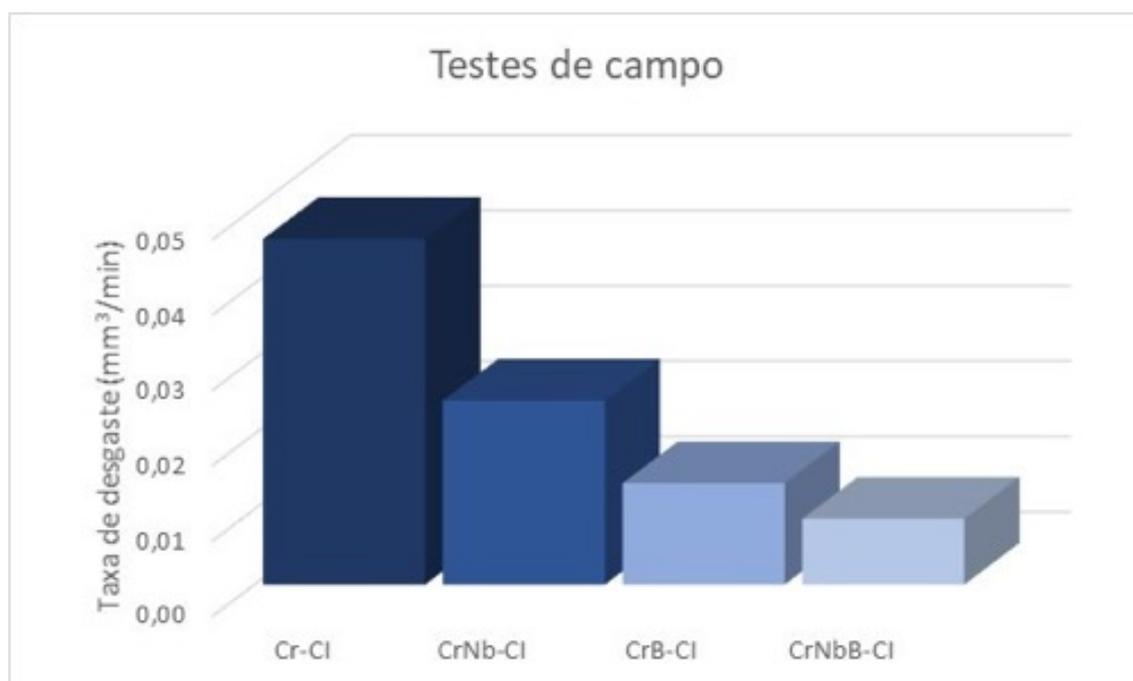


Figura 5.58 – Ranqueamento da taxa de desgaste entre as quatro ligas (Cr-CI, CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI) para a aplicação do teste de campo no alimentador de correia.

Na tentativa de fazer uma comparação entre o ranqueamento do desempenho das ligas em desgaste testadas em laboratório com o ranqueamento das ligas testadas no campo, após determinada as taxas de desgaste (V/t) foi encontrada uma correlação para a aplicação do alimentador de correia, cuja severidade no campo é mais branda. As severidades dos testes realizados no laboratório com melhor correlação foram as com tamanho do abrasivo de 50mesh, ou seja, com o abrasivo de maior severidade, para ambos os valores de carga, 45N e 130N (Figuras 5.57 e 5.58).

O ranking de desempenho quanto a taxa de desgaste, (45N e 50mesh / 130N e 50mesh) pode ser escrita como: liga CrNbB-CI < CrB-CI < CrNb-CI < Cr-CI. Essa classificação de desempenho é qualitativa porque quantitativamente o volume de desgaste em campo foi de 10 a 27 vezes maior que o apresentado no teste em laboratório. O tempo de exposição ao desgaste alterou do laboratório para o campo de 90 min para 57 dias. Comparando a Figura 5.38, relativo a dureza das ligas, não se tem uma correlação entre melhor desempenho no processo de desgaste abrasivo, tanto no laboratório (Figura 5.57) quanto no campo (Figura 5.58), relativo à dureza. Como discutido anteriormente, a precipitação de carbonetos do tipo $Cr_{23}(C,B)_6$ na liga CrNb-CI levou provavelmente a uma matriz martensítica de menor dureza (com menor teor de carbono). Uma resistência maior desta liga ao desgaste por mecanismo predominantemente por deformação plástica não foi função linear da dureza. A distribuição dos carbonetos, uma matriz martensítica de menor dureza podem ter contribuído para a diferença resposta do material ao desgaste.

Na comparação do teste de laboratório com o teste de campo para a aplicação do chute de transferência de minério não foi encontrado nenhuma correlação porque o ranking de desempenho de vida útil no campo foi: Cr-CI > CrNb-CI > CrNbB-CI > CrB-CI, ou seja, a adição dos elementos de liga Nb e B pioraram o desempenho. Portanto, o teste de laboratório roda de borracha deve ser descartado nesse caso como teste laboratorial que poderia dar suporte na seleção de materiais para esta aplicação. Além disso, este resultado sugere que o teste de laboratório de desgaste abrasivo usando o equipamento roda de borracha é adequado apenas para processos de desgaste onde o mecanismo dominante é a deformação plástica. No caso de existir em condições industriais altas cargas, altas velocidades de transporte e impacto levando a altas taxas de desgaste com provável

mecanismo por fratura frágil, esses testes laboratoriais regidos pela Norma ASTM G-65, não são aplicáveis.

5.9 Análise de Custo-Benefício

Para a análise da viabilidade econômica em se adicionar os elementos de liga de nióbio e boro na liga de ferro fundido branco alto cromo, primeiramente foram calculados os custos de fabricação de cada placa padrão 390x190x40mm com 20kg aproximadamente. O custo unitário da liga base Cr-CI, incluindo tratamento térmico, foi de 3.57 US\$/kg. Para calcular o mesmo parâmetro das outras ligas, apenas o custo de adição de Nb e / ou B foi incluído no valor anterior, resultando em 4.89, 3.74 e 5.13 US\$/kg, respectivamente para CrNb-CI, CrB-CI e CrNbB-CI.

Na Figura 5.59 são apresentados os custos unitários da placa de desgaste padrão nas medidas 390x190x40mm para as quatro ligas.

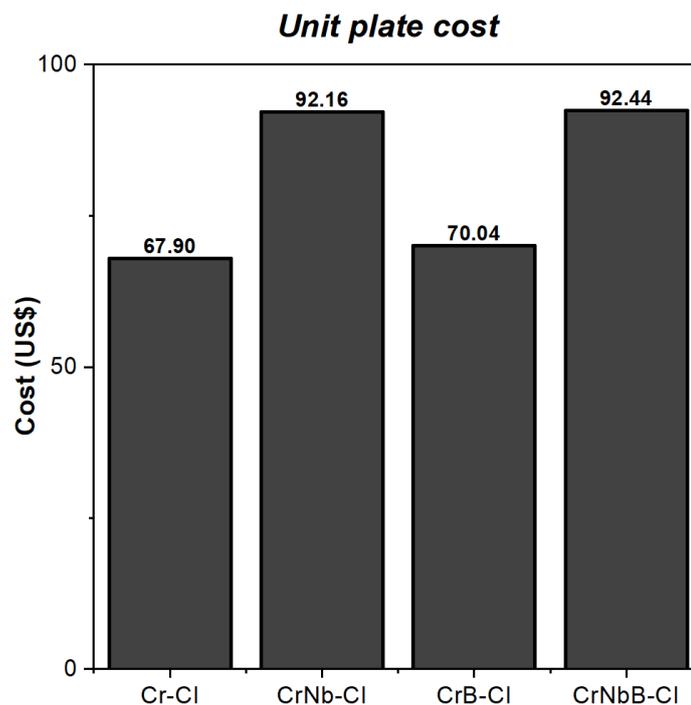


Figura 5.59 – Custo das placas 390x190x40mm por tipo de liga pesando aproximadamente 20kg.

Observa-se na Figura 5.59 que o maior custo é para a liga CrNbB-CI sendo de US\$ 92.44 dólares, que comparada ao menor custo da liga Cr-CI em US\$ 67.90, é superior em 36,1%. Já o custo da liga CrNb-CI ficou superior em 35,6% e a liga CrB-CI em 3,1%.

Considerando apenas os testes industriais, foram produzidas as Tabelas V.19 e V.20, que determina o parâmetro RRC, que é capaz de avaliar o custo benefício das ligas (= Custo Unitário/Consumo Relativo - *Unit Plate Cost/ Relative Consumption*). O custo relativo de reposição (RRC) da liga base Cr-CI foi a melhor escolha para a aplicação do chute de transferência (Tabela V.19). Assim, a adição dos elementos de liga Nb e B não foi adequada para esta aplicação, pois eles não apenas aumentaram o custo, mas também diminuíram o desempenho da liga contra o desgaste.

Tabela V.19 – Custo Relativo de Reposição (RRC): Transportador de Chute de Transferência

Alloy	Weight Loss (g)	Relative Consumption (RC)	Unit Plate Cost (UC) (US\$)	Relative Replacement Cost (RRC) (US\$)
Cr-CI	24.31	1.00	67.90	67.90
CrNb-CI	34.40	1.42	92.16	130.86
CrB-CI	53.92	2.22	70.04	155.49
CrNbB-CI	53.13	2.19	92.44	202.44

Na aplicação do alimentador de correia, a liga CrNbB-CI, com adição de Nb e B, apresentou o menor valor de RRC (Tabela V.20). Apesar de ter o maior custo de liga, obteve o melhor desempenho na perda de massa por tempo de duração do processo de desgaste nesta aplicação.

Tabela V.20 – Custo Relativo de Reposição (RRC): Alimentador de Correia

Alloy	Weight Loss (g)	Relative Consumption (RC)	Unit Plate Cost (UC) (US\$)	Relative Replacement Cost (RRC) (US\$)
Cr-CI	28.00	5.47	67.90	371.41
CrNb-CI	14.89	2.91	92.16	268.19
CrB-CI	7.99	1.56	70.04	109.26
CrNbB-CI	5.12	1.00	92.44	92.44

Pelos resultados obtidos nos dois testes de campo realizados, pode-se afirmar que a seleção de um novo material de liga adequado para ser usado no processo de mineração de ferro depende muito do equipamento e da posição de instalação da placa de desgaste. Ou seja, da severidade no processo de desgaste. Em outras palavras, os regimes e mecanismos de desgaste em cada aplicação devem ser determinados com precisão, a fim de realizar uma melhor seleção do material para uma dada aplicação, de modo a resultar em uma melhor relação custo-benefício.

Devemos enfatizar que a maioria dos trabalhos publicados sobre desgaste na mineração de ferro não considera a região onde novos materiais serão aplicados. Ou seja, não se considera a especificidade da severidade da aplicação. Muitas estudos levam em consideração apenas o ganho na resistência mecânica em testes laboratoriais, sem considerar o custo do material modificado, seja na composição química ou no tratamento térmico e sem considerar a especificidade da severidade onde deve-se aplicar o material. Os resultados obtidos no presente estudo, nas duas aplicações industriais, chute de transferência e alimentador de correia, foram totalmente diferentes (Tabelas V.19 e V.20).

Considerando os modelos da taxa de desgaste no desgaste abrasivo (HUTCHINGS, 1992), podemos concluir que se o mecanismo de desgaste dominante for deformação plástica, durezas superiores podem reduzir a taxa de desgaste. A distribuição das fases e a dureza da matriz influencia também na resposta como foi visto pelos resultados.

Por outro lado, se o mecanismo de desgaste abrasivo for por fratura frágil, a tenacidade terá um papel importante na resistência ao desgaste e a dependência da taxa de desgaste

com a carga será mais pronunciada. Ou seja, em aplicações com maior carga de transporte de minério e ou na presença de eventos de impacto, haverá tendência ao desgaste devido à fratura frágil.

Considerando o custo e a resposta ao desgaste (Tabela V.19), as ligas com adição de Nb e B falharam na aplicação do chute de transferência. A liga Cr-CI apresentou o menor RRC, portanto, o melhor desempenho. Esta liga apresenta uma grande quantidade de austenita retida em sua microestrutura, o que significa melhor resposta ao desgaste abrasivo por fratura frágil. Esse resultado aponta que a adição de elementos de liga em ferros fundidos brancos com alto teor de cromo, para esta aplicação, não se justifica. A literatura corrobora que em chutes de transferência, região onde o minério de ferro incide sobre as placas grande carga de transporte de minério, o desgaste tenderá ser por fratura frágil e dependerá principalmente da tenacidade da liga (JIAN-MIN *et al.*, 1990; ZUM GAHR e DOANE ,1980).

Por outro lado, considerando o equipamento alimentador de correia, as ligas com adição de boro (CrB-CI e CrNbB-CI) apresentaram menores valores do parâmetro RRC (Tabela V.20). Para esta aplicação, a adição de boro se mostrou muito promissora.

6 CONCLUSÕES

A liga Cr-CI apresentou uma microestrutura eutética com uma matriz essencialmente austenítica com presença de martensita e carbonetos eutéticos. A adição de nióbio, após tratamento térmico de tempera e revenimento levou a uma microestrutura hipoeutética, com presença de uma matriz martensítica, carbonetos eutéticos M_7C_3 , fase $M_{23}C_6$ e de NbC. A adição de boro resultou na produção de microestruturas hipereutéticas e após o tratamento térmico a microestrutura apresentou uma matriz martensítica com presença de carbonetos eutéticos e secundários do tipo M_7C_3 e $M_{23}(C,B)_6$.

A abordagem estatística do tipo “Marginal Multivariado Linear” se mostrou rigorosa e adequada para descrição de resultados laboratoriais dos testes de desgaste abrasivo por roda de borracha segundo a Norma ASTM G-65.

A partir do “Modelo Estatístico Marginal Multivariado Linear” e das conclusões resultantes desta análise, foi possível planejar testes industriais que poderia diferenciar as respostas ao desgaste das ligas de ferro fundido branco de alto cromo sem adição de elementos de liga e com adição de elementos de liga. O modelo indicou que ligas com boro teriam um maior desgaste em severidades altas e apresentariam melhor desempenho em aplicações com severidade baixa. O modelo previu também que o tamanho do abrasivo afeta mais a resposta do desgaste nas ligas sem adição de boro (com menor durezas) que a força aplicada.

Em aplicações de mineração de ferro com condições de desgaste mais severas (chute de transferência), as ligas de ferro fundido branco de alto cromo (sem B ou Nb) apresentaram uma taxa de desgaste menor. No equipamento alimentador de correia, com condições de desgaste mais brandas, a adição do B de baixo custo, mostrou-se eficaz na redução do desgaste de ligas de ferro fundido de alto cromo. A adição de nióbio simultaneamente com boro diminuiu mais ainda a taxa de desgaste.

Os testes de desgaste abrasivo roda de borracha em laboratório para avaliação do volume de desgaste usando sílica como abrasivo (norma ASTM G-65) podem ser correlacionados apenas com testes industriais onde o mecanismo de deformação plástica é o processo de desgaste dominante.

Em regiões onde o mecanismo de desgaste abrasivo por fratura frágil domina, os ferros fundidos brancos com alto teor de cromo com boro não são ligas promissoras, pois o custo da liga aumenta sem diminuir a taxa de desgaste. A liga de ferro fundido branco de alto Cr (Classe IIIA), na presença de austenita retida, mostrou menor taxa de desgaste frente a um processo de desgaste com alta severidade. A adição de nióbio não se mostrou promissora na busca de reduzir as taxas de desgaste em nenhuma das aplicações estudadas neste trabalho.

O parâmetro de custo relativo de reposição (RRC) proposto neste trabalho, mostrou-se uma ferramenta útil para selecionar o melhor custo / benefício entre as ligas testadas em aplicações industriais, levando em consideração não só a perda de volume de desgaste, mas também o custo da liga.

Para minimizar o desgaste abrasivo tem sido promissora a introdução de elementos de liga nos ferros fundidos brancos de alto cromo. No entanto, a redução do consumo da nova liga pode não ser suficiente para justificar economicamente a solução. Além disso, a alteração da estrutura do material, sem modificação da composição química, pode ser uma solução inovadora e financeiramente compensadora. De qualquer forma, qualquer solução tribológica proposta tem que passar pelo crivo da análise de custo para se tornar realidade.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar diferentes ciclos de tratamento térmico nas ligas estudadas, afim de identificar o melhor comprometimento entre estrutura, dureza e resistência ao desgaste;
- Avaliar o comportamento da liga CrNbB-CI com adição de 2,0%Nb e 0,5%B no aumento da vida útil de aplicações de Rotores de Bomba de Polpa, que são peças submetidas ao desgaste por abrasão e erosão em larga aplicação industrial;
- Avaliar o efeito da adição de 2,0%Nb e 0,5%B em ligas de Aço Fundido para avaliar a influência na resistência ao desgaste e na tenacidade em aplicações de ferramentas de penetração de solo de equipamentos de Mineração.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGAPOVA, L. I. et al. Structural textures and properties of de formed white cast iron alloyed with vanadium, niobium and titanium. **Metal Science and Heat Treatment**, 1982.

ALBERTIN, E. et. al. Ferros fundidos brancos resistentes ao desgaste abrasivo. In. CONGRESSO BRASILEIRO DE FUNDIÇÃO, 3., São Paulo, ABIFA, out. 1985. **Anais...** São Paulo, 1985.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **A532 / A532M-10**: standard specification for abrasion-resistant cast irons, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM Designation) **G65-04**: standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 12042**: materiais inorgânicos — determinação do desgaste por abrasão. 2012.

ANDREWS, K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures, **J. Iron Steel Inst.** 203, p. 721-729, 1965.

ANTÔNIO, L. M. **Influência da adição de boro na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido branco alto cromo**. 2018. 119f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais. Belo Horizonte. 2018.

BLAU, J. Peter. Fifty years of research on the wear of metals. **Tribology International**, v. 12, n. 5, 1997.

BLICKENSDERFER, R. Design criteria and correlation factors for & Id wear testing, **Wear**, 122, p.65-182, 1988.

BOCCALINI, M.; GOLDENSTEIN, H. **International Materials Reviews**, v. 46, 2001.

BOUHAMLIA, K. et al. Effet du niobium sur la résistance à l'usure d'une fonte au chrome traitée thermiquement. **Revue de Métallurgie**, v.108, p. 83-88, 2011.

CASTRO, Cristóvão Américo Ferreira. **Resistência ao desgaste abrasivo das sapatas de trator de esteira após processo de recuperação**. 2010. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba,

CHUNG, R. J. et al. Microstructure refinement of hypereutectic high Cr cast irons using hard carbide-forming elements for improved wear resistance. **Wear**, v.301, p.695-706, 2013.

CORREA, R.; BEDOLLA-JACUINDE, A.; MEJÍA, I.; CARDOSO, E.; HERNÁNDEZ, B., Effect of boron on microstructure of directionally solidified high chromium white irons. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 24, n. 1, p. 37 a 44, 2011.

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

CORREA, R. et al. The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe–Cr–C–Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process. **Surface and Coatings Technology**, v. 276, p. 479-484, 2015

COSTA, Paulo Henrique Carpinetti; PIESKE, Adolar; BAUMER, Ivo; MOEHLMANN, Geraldo. Efeito do nióbio sobre a microestrutura e resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE FUNDIÇÃO, 4., São Paulo, 1987. **Anais...** São Paulo, 1987.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. DIN. **50320**: análise sistemática dos processos de desgaste: classificação dos fenômenos de desgaste. **Metalurgia & Materiais**, n. 53, p. 619-622, 1997.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. DIN. **50320 (1979-12)**: wear – terms – systems analysis of wear processes – classification of the field of wear. 1979.

DOWSON, D. **History of tribology**. London: Longman, 1979. 677p.

EYRE, T. Wear characteristics of metals. **Tribology International**, v.9, n.5, p.203-212, 1976.

FARAH, Alessandro Fraga. **Desenvolvimento de uma liga de ferro fundido branco alto cromo com nióbio, tratada termicamente, para resistência ao desgaste abrasivo**. 1997. Dissertação (Mestrado) - Ciência e Engenharia de Materiais, Institutos de Física e Química da Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Paulo.

FILIPOVIC, M. et al. Effect of niobium and vanadium additions on the as-cast microstructure and properties of hypoeutectic Fe–Cr–C alloy. **ISIJ International**, v.53, n.12, p.2160-2166, 2013.

FILIPOVIC, M.; KAMBEROVIC, Z.; KORAC, M. Solidification of high chromium white cast iron alloyed with vanadium. **Materials Transactions**, v.52, n.3, p. 386-390, 2012.

FUNATOGAWA, I.; FUNATOGAWA, T. **Springer Briefs in Statistics**, Springer, Singapore, 2018, p. 27-58.

GODINHO, Gustavo. **Análise estatística**. Belo Horizonte: Consultoria Jr. de Estatística da UFMG, 2019. 43p.

GODOY, GERALDA CRISTINA DURÃES. **O uso do conhecimento científico na tribologia: o real é construído.** In: MOQUECA TRIBOLÓGICA, 04, fev. 2020, Vitória. Palestra apresentada no workshop científico sobre tribologia, Centro Tecnológico I da Universidade Federal do Espírito Santo.

GUESSER, W. L.; GUEDES, L. C. Desenvolvimentos recentes de ferros fundidos aplicados à indústria automobilística. In: SEMINÁRIO DA ASSOCIAÇÃO DE ENGENHARIA AUTOMOTIVA. 1997, São Paulo. **Anais...** São Paulo, p. 3-11.

HUTCHINGS, I.M.; SHIPWAY, P. **Tribology: friction and wear of engineering materials.** London: Edward Arnold, 2017, 388p.

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

IKEDA, M. T. et al. Effect of molybdenum addition on solidification structure, mechanical properties and wear resistivity of high chromium cast irons. **ISIJ International**, v. 32, 1992.

ISORNA, S. L.; MEJIAS, R.F. **Modernización estadística de datos longitudinales.** 2015.

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

JACUINDE, A. B. et al. Boron effect on the precipitation of secondary carbides during destabilization of a high-chromium white iron. **International Journal of Cast Metals Research**, v.29, p. 55-61, 2016.

JIAN-MIN, T.; YI-ZHONG, Z.; TIAN-YI, S.; HAI-JIN, D. The influence of retained austenite in high chromium cast iron on impact-abrasive wear. **Wear**. v. 135, p. 217-226, 1990.

JOOS, O. et al., Assessment of oxide scales influence on wear damage of HSM work rolls. **Wear**, v. 1016, p. 234-254, 2007.

KIM, K. N. et al. The effect of boron on the abrasive wear behavior of austenitic Fe- base hardfacing alloys. **ESOMAT**, 2009.

KONIG, R. G.; OLIVEIRA, C. A. S.; GILAPA, L. C. M. Estudo do efeito de revestimentos na resistência ao desgaste em matrizes de corte para a conformação a frio de elementos de fixação. In: CONGRESSO IBERO-AMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA. 2007, Cusco, Peru. **Anais eletrônicos...** Disponível em:<<http://www.pucp.edu.pe/congreso/cibim8/pdf/15/15-58.pdf>> Acesso em: 25 ago. 2013.

LEITE, Ricardo Vinícius de Melo. **Estudo comparativo entre ligas resistentes ao desgaste abrasivo, aplicadas por soldagem, em placas metálicas para fabricação de placas anti-desgaste.** 2008. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Mecânica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

LENCINA, R.; CALETTI, C.; BRUNELLI, K.; MICONE, R. Assesing wear performance of two high carbon Hadfield steels through field tests in the mining industry. **Procedia Materials Science**, v. 9, p.358–366, 2015.

LIMA, A. C. **Estudo da aplicação de revestimento duro por soldagem com arames tubulares quanto à resistência ao desgaste de facas picadoras de cana de açúcar.** 232f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2008.

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.

MARATRAY, F.; POULALION, A. Austenite retention in high-chromium white irons. (Retroactive Coverage). **Transactions of the American Foundrymen's Society**, v. 90, p. 795-804, 1982.

MARTINEZ, S.E.M. **Análisis de dados longitudinales y multivariantes mediante distancias com modelos lineales generalizados.** 184p. Tese (Doutorado em Estatística) -Barcelona: Facultad de Biología, 2012.

MISRA, A.; FINNIE, I. A. Classification of three-body abrasive wear and design of new tester. **Wear**, 1970.

NORDELL, L.K.. Particle flow modeling: transfer chutes & other applications (Int. Mater Hand. Conf.: Johannesburg, South África; 1997.

OLIVEIRA, C. G. de. **Desenvolvimento e caracterização de liga de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio para uso em mineração.** 2015. 173f Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais). Centro Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

PACHECO, D. A. **Caracterização estrutural e propriedades mecânicas e tribológicas de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio.** 2018. 175. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Universidade Federal de Minas gerais. Belo Horizonte. 2018.

PATTYN, R. L. **Fundição e serviços.** São Paulo: Autêntica, 1996.

PENAGOS, J. J. **Efeito do refinamento da microestrutura e da adição de nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos de alto cromo.** 120f. Tese

(Doutorado em Ciências). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

PENAGOS, J. J. et al. Synergetic effect of niobium and molybdenum on abrasion resistance of high chromium cast irons. **Wear**, v. 376, p. 983-992, 2017.

PEREIRA, Leonardo Rodrigues. **Efeitos da adição de Nióbio no desempenho de ferros fundidos de alto cromo utilizados no bombeamento de polpa na mineração**. 2012. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

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.l.], v. 2461, n. 22, p.3263-3268, Apr. 2003. RIGNEY, D. View point set on materials aspects of wear: introduction. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v.24, 1990.

SANTOS, A. B.; BRANCO, C. H. C. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: IPT 100, 1989.

SARE I., CONSTANTINI, A. Development of methodologies for the evaluation of wear-resistant materials for the mineral industry. **Wear**, Issue 203, p.671-678, 1997.

SCOTT OJ, CHOULES PR. The use of impact plates in conveyor transfers. **Tribology International**, v. 26, p.353–359,1993.

SHADROV, N. S.; KORSHUNOV, L.G.; CHEREMNIKH, V. P. influence of molybdenum, vanadium, and niobium on the abrasion resistance of high-chromium cast iron. **Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov**, v. 4. Apr.1986.

SINATORA, A. **Tribologia**: um resgate histórico e o estado da arte. São Paulo: Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2 jun. 2005. (Erudição apresentada como parte dos requisitos do Concurso para provimento de cargo de Professor Titular).

SIRIANI, Fernando Amos. **Características gerais de desgaste de mandíbulas em britadores**. 1972. Tese (Doutorado) em Engenharia, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.

SOUZA, M. H. C. et. al. Uso do Nióbio como substituto ao vanádio em aços rápidos. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 36, Recife, 1981, v. 1. **Anais...** Recife, 1981.

STACHOWIAK, G.W.; BATCHELOR, A.W. **Engineering tribology**. 3rd ed. Elsevier, 2006. 801p.

STOETERAU, Rodrigo Lima. **Tribologia**: EMC 5315. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina. Centro Tecnológico. Departamento de Engenharia Mecânica. 2004.

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

TABRETT, C. P.; SARE, I. R. The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons. **Wear**, v. 203, p. 206-219, 1997.

TONG, J.; ZHOU, Y; SHEN, T. and DENG, H. The influence of retained austenite in high chromium cast iron on impact-abrasive wear. **Wear**, v. 135, p. 217-226, 1990.

TUCKEY, K. R. G. Intelligent selection of engineered wear linings in iron ore plant. **Mineral Processing and Extractive Metallurgy**, v.112, n.1, p.33-38, 2003.

WINER, W. O. Future trends in tribology. **Wear**, v. 136, p. 19-27, 1990.

WITTINK, D. R. **The application of regression analysis**. Lebanon, Indiana, 1988. 324p.

ZHANG, M.X.; KELLY, P.M.; GATES, J.D. The effect of heat treatment on the toughness, hardness and microstructure of low carbon white cast irons. **J. Mater. Sci.** v.36, p. 3865–3875. 2001

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.

ZHI, X., et al. Effect of niobium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron. **Materials Letters**, v.62, n.6, p.857-860, 2008.

ZUM GAHR, K. H.; DOANE, D. V. Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons. **Metallurgical Transactions A**, v. 11, n. 4, p. 613-620, 1980.

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

ZUM GAHR, Karl-Heinz. **Microstructure and wear of materials**. Tribology series. Amsterdam: Elsevier, 1987, v10.