



Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação

Fabício Gonçalves de Faria

**CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE
LIGAS DE FERRO FUNDIDO ALTO CROMO HIPOEUTÉTICA, EUTÉTICA E
HIPEREUTÉTICA COM ADIÇÃO DE NIÓBIO.**

Belo Horizonte

Agosto de 2021

Fabrcio Gonçalves de Faria

**CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE
LIGAS DE FERRO FUNDIDO ALTO CROMO HIPOEUTÉTICA, EUTÉTICA E
HIPEREUTÉTICA COM ADIÇÃO DE NIÓBIO.**

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

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

Belo Horizonte

Agosto de 2021

Faria, Fabrício Gonçalves de.
F224c Caracterização e avaliação da resistência ao desgaste de ligas de ferro fundido alto cromo hipoeutética, eutética e hipereutética com adição de nióbio / Fabrício Gonçalves de Faria. – 2021.
115 f. : il.

Orientadora: Ivete Peixoto Pinheiro

Dissertação (Mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2021.
Bibliografia.

1. Nióbio. 2. Ferro fundido. 3. Desgaste abrasivo. 4. Tribologia. 5. Ferro fundido - Tratamento térmico. I. Pinheiro, Ivete Peixoto. II. Título.

CDD: 620.1122



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 20 / 2021 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.035179/2021-20

Belo Horizonte-MG, 06 de agosto de 2021.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

"CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE LIGAS DE FERRO FUNDIDO ALTO CROMO HIPOEUTÉTICA, EUTÉTICA E HIPEREUTÉTICA COM ADIÇÃO DE NIÓBIO"

Autor: Fabrício Gonçalves de Faria

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

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

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

Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Clênio Silva (EXAMINADOR EXTERNO)
Universidade de Itaúna - UIT

(Assinado digitalmente em 09/08/2021 16:36)
ERNANE RODRIGUES DA SILVA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
CEMAT (11.51.06)
Matrícula: 392338

(Assinado digitalmente em 26/08/2021 23:36)
IVETE PEIXOTO PINHEIRO SILVA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
CAP (11.68.01)
Matrícula: 980653

(Assinado digitalmente em 09/08/2021 09:59)
CLÊNIO SILVA
ASSINANTE EXTERNO
CPF: 567.299.106-82

Para verificar a autenticidade deste documento entre em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp> informando seu número: **20**, ano: **2021**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de emissão: **06/08/2021** e o código de verificação: **5e4ab169d9**

AGRADECIMENTOS

A Deus, que em sua bondade, permitiu-me a elaboração deste trabalho por meio dos dons da persistência e da alegria ao descobrir coisas novas.

A minha orientadora Ivete Peixoto Pinheiro pela competência científica e acompanhamento do trabalho e ainda pela visão ampliada da formação integral de seus alunos e orientandos. Ao meu amigo Ismael Melo pelo talento e imensa ajuda diante das minhas inúmeras necessidades nesta trajetória.

Aos meus pais pelos ensinamentos e exemplos a mim dados, pois sem eles seria impossível chegar até aqui.

A minha esposa Bárbara Soares dos Reis e aos filhos Ana Gonçalves Reis e Lucas Gonçalves Reis pela ajuda e pelo inesgotável incentivo.

Ao SENAI/CETEF, que possibilitou o aprofundamento prático e científico da minha formação e carreira profissional, pelo apoio na pesquisa. E aos amigos da Unidade: Leir Adriano da Silva, Reyler Bueno, Diêgo Alexandre Alves, Diêgo Naron, Wendel Torres, Humberto Batista, Arlei Fernando, Dualas Fernando, Gleisson Ferreira e Philipe Silva, por terem me ajudado na elaboração de alguns experimentos.

Ao antigo gerente da unidade SENAI/CETEF Pedro Paulo Drumond e atual Marco Túlio da Fonseca que sempre me estimularam por meio de palavras e gestos compreensivos em minhas necessidades durante o mestrado.

Às indústrias que contribuíram com a pesquisa: Metalúrgica Soares, CBMM, Nacional Grafite, Minerita Minérios Itaúna.

Aos membros da banca, pela pronta aceitação em compor participar da defesa de dissertação.

Ao CEFET-MG, pela excelente instituição de ensino, e a CAPES, pelo incentivo ao programa de pós-graduação.

RESUMO

Os ferros fundidos alto cromo (FFAC) são normalmente utilizados em aplicações que requerem materiais com alta resistência ao desgaste abrasivo, principalmente para a fabricação de componentes para o setor de mineração. A adição de Nb nas ligas de FFAC resulta na formação de carbonetos de nióbio (NbC) com alta dureza e morfologia favorável para melhorar as características mecânicas das ligas. As ligas FFAC podem ser hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas, e a microestrutura eutética confere desempenho ideal de resistência ao desgaste abrasivo para componentes fabricados. Neste estudo, cinco ligas foram fundidas e vazadas em moldes de areia com diferentes teores de C para obter ligas FFAC hipoeutéticas, quase-eutéticas e hipereutéticas com 26% Cr e 0,5% Nb. As ligas fundidas e tratadas termicamente foram caracterizadas usando difração de raios X, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, abrasômetro tipo roda de borracha e análises de dureza / microdureza Vickers. Os resultados indicaram que a fração volumétrica de carboneto (FVC) das ligas aumentaram significativamente de 23,71% para a liga 2.6C-CrNb (teor de C de 2,6%) para 32,70% para a liga 3.8C-CrNb (teor de C de 3,8%). Além disso, a FVC aumentou com a mudança das microestruturas de hipoeutética, quase-eutética e hipereutética. As ligas quase-eutéticas 3.0C – CrNb, tanto fundidas quanto as tratadas termicamente apresentaram a menor taxa de desgaste entre as ligas correspondentes. Portanto, ligas eutéticas de FFAC com adição de Nb apresentam melhor desempenho ao desgaste abrasivo do que ligas de FFAC com adição de Nb hipo ou hipereutéticas.

Palavras-chave: Nióbio, Ferro fundido alto cromo, Desgaste abrasivo, Abrasômetro roda de borracha, Desestabilização da austenita.

ABSTRACT

High-chromium cast iron (HCCI) alloys are typically used in applications that require materials with high resistance to abrasive wear, particularly for manufacturing components for the mining sector. The addition of Nb to HCCI alloys results in the formation of niobium carbides (NbC) with high hardness and favorable morphology for improving the mechanical characteristics of the alloys. HCCI alloys can be hypoeutectic, eutectic, and hypereutectic, and the eutectic microstructure confers optimal abrasive wear resistance performance to fabricated components. In this study, five alloys were cast and poured into sand molds with varying C contents to obtain hypoeutectic, near-eutectic and hypereutectic HCCI alloys with 26% Cr and 0.5% Nb. The as-cast and heat-treated alloys were characterized using X-ray diffraction, optical microscopy, scanning electron microscopy, rubber wheel abrasometer, and Vickers hardness/microhardness analyses. The results indicated that the carbide volume fraction (CVF) of the alloys increased significantly from 23.71% for the 2.6C–CrNb alloy (C content of 2.6%) to 32.70% for the 3.8C–CrNb alloy (C content of 3.8%). In addition, the CVF increase with changing microstructures of the hypoeutectic, near-eutectic and hypereutectic. The as-cast and heat-treated near-eutectic 3.0C–CrNb alloys presented the lowest wear rate among the corresponding as-cast and heat-treated alloys. Therefore, eutectic Nb-added HCCI alloys exhibit better abrasive wear performance than hypo- or hypereutectic Nb-added HCCI alloys.

Keywords: Niobium, High chromium cast iron, Abrasive wear, Rubber wheel abrasometer, Austenite destabilization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Microestruturas típicas de ferros fundidos brancos alto cromo no estado brutos de fusão.....	20
Figura 2 - Microscopia óptica de uma liga FFAC tratada termicamente.....	22
Figura 3 - Diagrama Thorpe e Chico - rotas de resfriamento.	23
Figura 4 - Fluxograma de sequências de reações - diagrama ternário Fe-Cr-C.	24
Figura 5 - Efeito do nióbio nas ligas estudadas por He-Xing et al. (1993).....	29
Figura 6 - MEV das ligas contendo nióbio	30
Figura 7 - Efeito da temperatura de desestabilização sobre o desgaste e dureza das amostras.....	35
Figura 8 - Exemplo genérico de tribossistema.	37
Figura 9 - Representação esquemática dos tipos de desgaste.....	38
Figura 10 - Abrasão a dois e três corpos.	40
Figura 11 - Esquema simplificado do equipamento para ensaio de desgaste abrasivo	42
Figura 12 - Ilustração do desgaste abrasivo segundo o nível de esforços.....	43
Figura 13 - Fluxograma trabalho experimental.....	46
Figura 14 - Carga metálica: antes do jateamento (A) e depois do jateamento (B). ...	47
Figura 15 - Fusão da Liga Base.	48
Figura 16 - Materiais adicionados na fusão.....	49
Figura 17 - Pastilha vazada em coquilha para análise química.....	51
Figura 18 - Medição de temperatura.	51
Figura 19 - Projeto do modelo.....	52
Figura 20 - Modelo e molde em areia verde.....	52
Figura 21 - Cacho fundido para realização dos trabalhos.	53
Figura 22 - Amostras retificadas para ensaios de desgaste.....	54
Figura 23 - Método de identificação das amostras.....	55
Figura 24 - Gráfico utilizado para tratamento térmico.	56
Figura 25 - Abrasômetro tipo roda de borracha.....	57
Figura 26 - Difratometria de Raios-X.....	63
Figura 27 - Microestruturas das amostras brutas de fusão.	66
Figura 28 - Microestruturas das amostras brutas de fusão.	68

Figura 29 - Microestruturas das amostras tratadas termicamente	70
Figura 30 - Microestruturas das amostras tratadas termicamente – MEV	71
Figura 31 - MEV e mapeamento químico da Liga 2.6C-CrNb - bruta de fusão.	74
Figura 32 - MEV e mapeamento químico da Liga 2.7C-CrNb - bruta de fusão.	74
Figura 33 - MEV e mapeamento químico da Liga 3.0C-CrNb - bruta de fusão.	74
Figura 34 - MEV e mapeamento químico da Liga 3.3C-CrNb - bruta de fusão.	75
Figura 35 - MEV e mapeamento químico da Liga 3.8C-CrNb - bruta de fusão.	75
Figura 36 - Espectros EDS da Liga 2.6C-CrNb - bruta de fusão.	77
Figura 37 - Espectros EDS da Liga 2.7C-CrNb - bruta de fusão.	78
Figura 38 - Espectros EDS da Liga 3.0C-CrNb - bruta de fusão.	79
Figura 39 - Espectros EDS da Liga 3.3C-CrNb - bruta de fusão.	80
Figura 40 - Espectros EDS da Liga 3.8C-CrNb - bruta de fusão.	81
Figura 41 - MEV e mapeamento químico da Ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb - tratadas termicamente.	82
Figura 42 - Espectros EDS da Liga 2.6C-CrNb tratada termicamente.	84
Figura 43 - Espectros EDS da Liga 2.7C-CrNb tratada termicamente.	85
Figura 44 - Espectros EDS da Liga 3.0C-CrNb tratada termicamente.	86
Figura 45 - Espectros EDS da Liga 3.3C-CrNb tratada termicamente.	87
Figura 46 - Espectros EDS da Liga 3.8C-CrNb tratada termicamente.	88
Figura 47 - Imagens geradas pelo Fiji Is Just Image J	89
Figura 48 - Fração Volumétrica de carbonetos nas ligas tratadas termicamente.	91
Figura 49 - Equação FVC x %C.	92
Figura 50 - Medição de microdureza nas microestruturas	92
Figura 51 - Valores de microdureza Vickers.	93
Figura 52 - Medição de dureza nas microestruturas.	95
Figura 53 - Valores de dureza Vickers	96
Figura 54 - Correlação entre dureza Vickers x FVC – Ligas tratadas termicamente.	98
Figura 55 - Correlação Dureza x Microdureza Matriz e Carbonetos da condição tratada termicamente.	98
Figura 56 - Taxas de desgaste com 130N	99
Figura 57 - Taxas de desgaste com 130N.	101
Figura 58 – Comparação das superfícies desgastadas das ligas tratadas termicamente.	103

Figura 59 – Comparação das superfícies desgastadas das ligas hipereutéticas tratadas termicamente.....	104
--	-----

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Faixas de composição química em peso ASTM A532.	19
Tabela 2 - Reações invariantes na região rica em ferro do sistema ternário Fe-Cr-C metaestável.	24
Tabela 3 - Composição química (em porcentagem de peso) em ferro fundido branco	27
Tabela 4 - Composições químicas em peso (%) analisadas por He-Xing et al. (1993)	28
Tabela 5 - Resultados dos ensaios de desgaste e dureza.....	34
Tabela 6 - Classificação do desgaste abrasivo segundo o nível de esforços.	44
Tabela 7 - Composições químicas desejadas (%) em peso.....	47
Tabela 8 - Composição química obtida na Liga Base (%) em peso.	50
Tabela 9 - Rendimento do carburante.....	50
Tabela 10 - Materiais adicionados em cada fusão.	51
Tabela 11 - Análise granulométrica do Fe-Nb após moagem.	53
Tabela 12 - Parâmetros dos ensaios de desgaste	57
Tabela 13 - Adição de Fe-Nb na Liga Base.....	61
Tabela 14 - Composições químicas desejadas x obtida (%) em peso.	62
Tabela 15 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 2.6C-CrNb - bruta de fusão.	77
Tabela 16 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 2.7C-CrNb - bruta de fusão.	78
Tabela 17 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.0C-CrNb - bruta de fusão.	79
Tabela 18 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.3C-CrNb - bruta de fusão.	80
Tabela 19 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.8C-CrNb - bruta de fusão.	81
Tabela 20 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 2.6C-CrNb – tratada termicamente.	84
Tabela 21 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 2.7C-CrNb – tratada termicamente.	85

Tabela 22 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.0C-CrNb – tratada termicamente.	86
Tabela 23 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.3C-CrNb – tratada termicamente.	87
Tabela 24 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.8C-CrNb – tratada termicamente.	88
Tabela 25 - Test t – FVC entre a ligas tratadas termicamente	91
Tabela 26 - Valores de microdureza Vickers.....	93
Tabela 27 - ANOVA- Resultados de microdureza nas ligas.....	94
Tabela 28 - Valores de Dureza Vickers.....	96
Tabela 29 - ANOVA das durezas	97
Tabela 30 - Taxas de desgaste com 130N.....	99
Tabela 31 - Test t – Ensaio de Desgaste	100

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	-	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AFS	-	American Foundry Society
AISI	-	American Iron and Steel Institute
ASTM	-	American Society for Testing Materials
DIN	-	Deutsches Institut für Normung
DRX	-	Difratometria de raios X
DTA	-	Diferencial Thermal Analysis
EDS	-	Energy Dispersive Spectroscopy
FFAC	-	Ferro fundido alto cromo
FVC	-	Fração volumétrica de carbonetos
HRC	-	Dureza Rockwell C
MEV	-	Microscópio eletrônico de varredura
ND	-	Não Detectado
SAE	-	Society of Automotive Engineers

LISTA DE SÍMBOLOS

C	-	carbono
Cr	-	cromo
CS	-	carboneto secundário
Fe	-	ferro
HCCI	-	High Chromium Cast Iron
Mn	-	manganês
Mo	-	molibdênio
Nb	-	nióbio
Si	-	silício
Ni	-	níquel
Cu	-	cobre
P	-	fósforo
S	-	enxofre
NbC	-	carboneto de nióbio
Fe-Nb	-	liga ferro-nióbio comercial com 66% de Nb em sua composição
N	-	Newton
°C	-	graus Celsius
kg	-	quilograma
kgf	-	quilograma-força
μm	-	micrometro

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	14
2. OBJETIVOS	17
2.1 Objetivos específicos	17
3. FERROS FUNDIDOS.....	18
3.1 O ferro fundido alto cromo (FFAC).....	18
3.2 A solidificação do FFAC	22
3.3 Influência do carbono no FFAC.....	26
3.4 Nióbio nos FFAC	27
4. TRATAMENTO TÉRMICO DO FFAC	31
5. DESGASTE E TRIBOLOGIA	37
5.1 Desgaste adesivo.....	39
5.2 Desgaste abrasivo.....	39
5.3 Desgaste por fadiga	44
5.4 Desgaste por reação triboquímica (Corrosivo).....	45
6. METODOLOGIA	46
6.1 Materiais.....	47
6.2 Métodos	54
6.3 Análise estatística	59
7. RESULTADOS E DISCUSSÃO	61
7.1 Incorporação do Fe-Nb.....	61
7.2 Análise química.....	62
7.3 Análise estrutural – Difração de raios X.	63
7.4 Análise microestrutural	65
7.5 Mapeamentos Químicos e Microscopia Eletrônica de Varredura.....	72
7.6 Fração Volumétrica de Carbonetos – Ligas Tratadas Termicamente	89

7.7 Ensaio de microdureza Vickers	92
7.8 Ensaio de dureza Vickers.....	95
7.9 Ensaio de desgaste	99
8. CONCLUSÃO	105
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	107
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	108
APÊNDICE A – CÁLCULO DE CARGA DA LIGA BASE	114
ANEXO A – GRANULOMETRIA FeNb - CBMM	115

1. INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos alto cromo (FFAC) são largamente utilizados, principalmente no setor de mineração, na fabricação de componentes envolvendo grandes solicitações de resistência ao desgaste abrasivo. Entretanto, para aplicações envolvendo impacto, o seu uso é restrito devido à baixa resistência ao impacto (PENAGOS, 2016).

Existem dois fatores mais importantes que decidem se o ferro fundido, ao se solidificar, se tornará branco ou cinzento: a composição química e a velocidade de resfriamento. Os ferros fundidos alto cromo (FFAC) pertencem à classe dos ferro fundido brancos que se dividem em três classes: hipoeutéticos, eutéticos e hipereutéticos (ARAÚJO; CARMO; SILVA JÚNIOR, 2007).

Os FFAC são essencialmente ligas de Fe-Cr-C com carbono variando de 1,5% a 4,0% e o cromo entre 11% e 30%, contendo ainda silício, manganês, fósforo e enxofre provenientes das matérias-primas. Sua microestrutura é constituída de carbonetos do tipo M_7C_3 de elevada dureza (SINATORA; ALBERTIN, 1991 apud PEREIRA, 2012).

O tipo de mecanismo de desgaste mais encontrado nos diferentes campos de aplicação é o abrasivo, tais como: mineração, agricultura, siderurgia e petroquímica. Com objetivo de reduzir custos e aumentar o rendimento e a qualidade dos processos, muitos trabalhos têm sido desenvolvidos na área do desgaste abrasivo. Para isso é necessário melhorar a resistência ao desgaste dos materiais (PENAGOS, 2016).

[...] As estimativas de reduções de gastos apresentadas no relatório de 1966, reiteradas em 1990, são de que apenas mediante o uso do conhecimento existente pode-se reduzir as perdas por desgaste em 20 %. [...] Com base nestas informações, e considerando-se o PNB do Brasil em 2004 de 1,7 trilhões de reais, obtêm-se estimativas de perdas por desgaste entre 17 (1 %) a 104 (6 %) bilhões de reais por ano. As economias nacionais possíveis (reduções de custos produtivos) apenas com a aplicação do conhecimento existente seriam de 3,4 a 20 bilhões de reais anuais [...] (SINATORA, 2005).

Vários estudos apontam melhor desempenho ao desgaste abrasivo no ferro fundido alto cromo com a adição de elementos de liga como nióbio, molibdênio, titânio, vanádio e boro. Consequentemente o uso de nióbio (Nb) seria interessante no caso do Brasil, pois possui 98% das jazidas acessíveis no mundo, sendo o único fornecedor de 45 países e representa para a balança comercial brasileira 43% do faturamento externo de todo empreendimento nacional de ferro ligas (SILVA, 2004).

Conforme Melo (2018), o ferro-nióbio (Fe-Nb) é utilizado como elemento de adição na elaboração de ferros fundidos, principalmente, para aumentar a resistência ao desgaste. Esta propriedade é melhorada com a formação de carbonetos de nióbio (NbC) que podem ser finos e ficar homogeneamente distribuídos na liga.

Nos trabalhos de Corrêa et al. (2008), todos os carbonetos de nióbio formados se apresentam na forma compacta e dispersos na liga. Além disso, a maioria dos carbonetos de nióbio apareceram de forma integrada aos carbonetos de cromo.

Para um equilíbrio das propriedades mecânicas, a morfologia e distribuição dos carbonetos de nióbio devem ser controladas, em virtude disso, carbonetos grosseiros e aglomerados de carbonetos são indesejáveis na microestrutura (CRUZ; FERREIRA NETO; SILVA, 1999).

Para evitar a manutenção de fragmentos de ferro-nióbio não dissolvidos no banho metálico, devem-se tomar alguns cuidados para a sua adição em ferros fundidos. A incorporação do ferro-nióbio em ferros fundidos é muito lenta quando comparada à incorporação em aços. Isto acontece devido à menor temperatura de elaboração e a solubilidade reduzida do carboneto de nióbio neste tipo de liga (CRUZ; FERREIRA NETO; SILVA, 1999).

No trabalho de Melo (2018) a rápida dissolução do Fe-Nb devido à baixa granulometria proporcionou a formação de carbonetos NbC de forma aglomerada, homogeneamente dispersa pela liga e de morfologia fina (em forma de agulhas de perfil enganchado), além de pequenas quantidades de carbonetos NbC de morfologia compacta.

Processos de desgaste podem ser avaliados e simulados em laboratório, consequentemente diversos equipamentos são construídos para essa finalidade. Dentre os mais conhecidos tipos de equipamentos para este estudo citam-se: tribômetro tipo pino-contra-disco (*pin-on-disc*) e abrasômetro tipo roda de borracha (CASTRO, 2010).

Os ensaios de desgaste com abrasômetro de roda de borracha no trabalho de Melo (2018) apresentaram resultados semelhantes comparando as duas cargas de 45N e 130N. As ligas com 0% e 1% de Nióbio tiveram perdas de massa similares e a liga com 0,5% resultou em um aumento de 30% na resistência ao desgaste comparada às demais.

De forma geral há uma condição ótima de resistência à abrasão do FFAC, correspondente a liga de composição eutética com matriz martensítica. O valor da fração volumétrica dos carbonetos (FVC) na liga eutética (em torno de 30%) é suficiente para proteger a matriz sem induzir um comportamento frágil, e a matriz martensítica (de dureza maior do que a austenita) proporciona sustentação mecânica aos carbonetos (PENAGOS, 2016).

Nas condições reais de trabalho, tais como, variação granulométrica e dureza da partícula abrasiva, velocidade de incidência da partícula sobre a superfície, energia potencial de queda da partícula sobre a superfície, taxa de alimentação do equipamento, entre outros, interferem no desgaste final da peça (OLIVEIRA, 2015).

O presente trabalho consiste na avaliação da influência do teor de carbono e consequente variação microestrutural: hipoeutética, eutética e hipereutética; na resistência ao desgaste em ligas de FFAC 26%Cr 0,5%Nb.

2. OBJETIVOS

O objetivo deste estudo é avaliar ligas hipoeutéticas, eutética e hipereutéticas de FFAC com 26%Cr e 0,5%Nb, por meio da variação do teor de carbono (2,6%C - 2,8%C - 2,9%C - 3,0%C e 3,2%C), caracterizar e avaliar a influência dessas variações microestruturais na resistência ao desgaste.

2.1 Objetivos específicos

- Avaliar a influência da variação de carbono na microestrutura, morfologia e fração volumétrica de carbonetos de uma liga de FFAC ASTM 532IIIA.
- Avaliar o efeito dos tratamentos térmicos de recozimento, desestabilização, resfriamento ao ar forçado e revenimento, na obtenção de ligas com microestrutura martensítica e carbonetos de nióbio e cromo.
- Avaliar o efeito das variações microestruturais nas microdurezas dos constituintes, dureza e resistência ao desgaste de dez ligas, sendo cinco brutas de fusão e cinco tratadas termicamente.

3. FERROS FUNDIDOS

Os ferros fundidos têm importância fundamental para o setor industriário devido à sua possibilidade de uso em diferentes aplicações. Isso se deve às características inerentes ao material como também propriedades adquiridas pela adição de elementos químicos e aplicação de tratamentos térmicos (CHIAVERINI, 2008).

Segundo Guesser (2009), ferros fundidos são classificados em 5 classes e são elas: ferro fundido branco, ferro fundido cinzento, ferro fundido vermicular, ferro fundido maleável e ferro fundido nodular. Cada matriz ocasionará diferentes propriedades e classes de materiais distintas.

3.1 O ferro fundido alto cromo (FFAC)

Os ferros fundidos brancos têm elevada dureza e elevadíssima resistência ao desgaste. Naturalmente têm ductilidade muito baixa. Seu emprego se restringe a aplicações em que se buscam dureza e resistência ao desgaste muito altas sem que a peça necessite ser, ao mesmo tempo dúctil. As condições de solidificação e processamento são tais que não há formação de grafita, prevalecendo o equilíbrio metaestável com a cementita (COLPAERT, 2008).

Para a elaboração dos FFAC pode-se utilizar como carga metálica, diversos tipos de sucata e retornos de fundição. A temperatura usualmente adequada fica em torno de 1480°C (ARAÚJO; CARMO; SILVA JÚNIOR, 2007).

As ligas de ferro fundido branco são materiais duros e frágeis, utilizados em aplicações que exijam resistência ao desgaste. A utilização de cromo em teores entre 12 e 35% em ligas de ferro fundido branco confere resistência à corrosão e à oxidação em altas temperaturas, além de aumentar a resistência à abrasão (CHIAVERINI, 2008).

Os percentuais de carbono e cromo no FFAC foram estudados por Doğan; Hawk; Laird (1997), as ligas com 26%Cr apresentaram taxa de desgaste três vezes menor do que as com 15%Cr.

Um estudo sobre o comportamento ao desgaste dos FFAC deixa claro que a resistência ao desgaste é sensível à composição química, condições de processamento e tratamento térmico (DOĞAN; HAWK; LAIRD, 1997).

É apresentado pela American Society for Testing and Materials (2014) um grupo de ferros fundidos brancos ligados, cuja composição química destes materiais encontra-se apresentada na tabela 1. A norma classifica estes ferros em três classes:

- a classe I representa as ligas níquel - cromo ou Ni – Hard
- a classe II as ligas cromo – molibdênio
- a classe III as ligas de alto cromo

Tabela 1 - Faixas de composição química em peso ASTM A532.

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

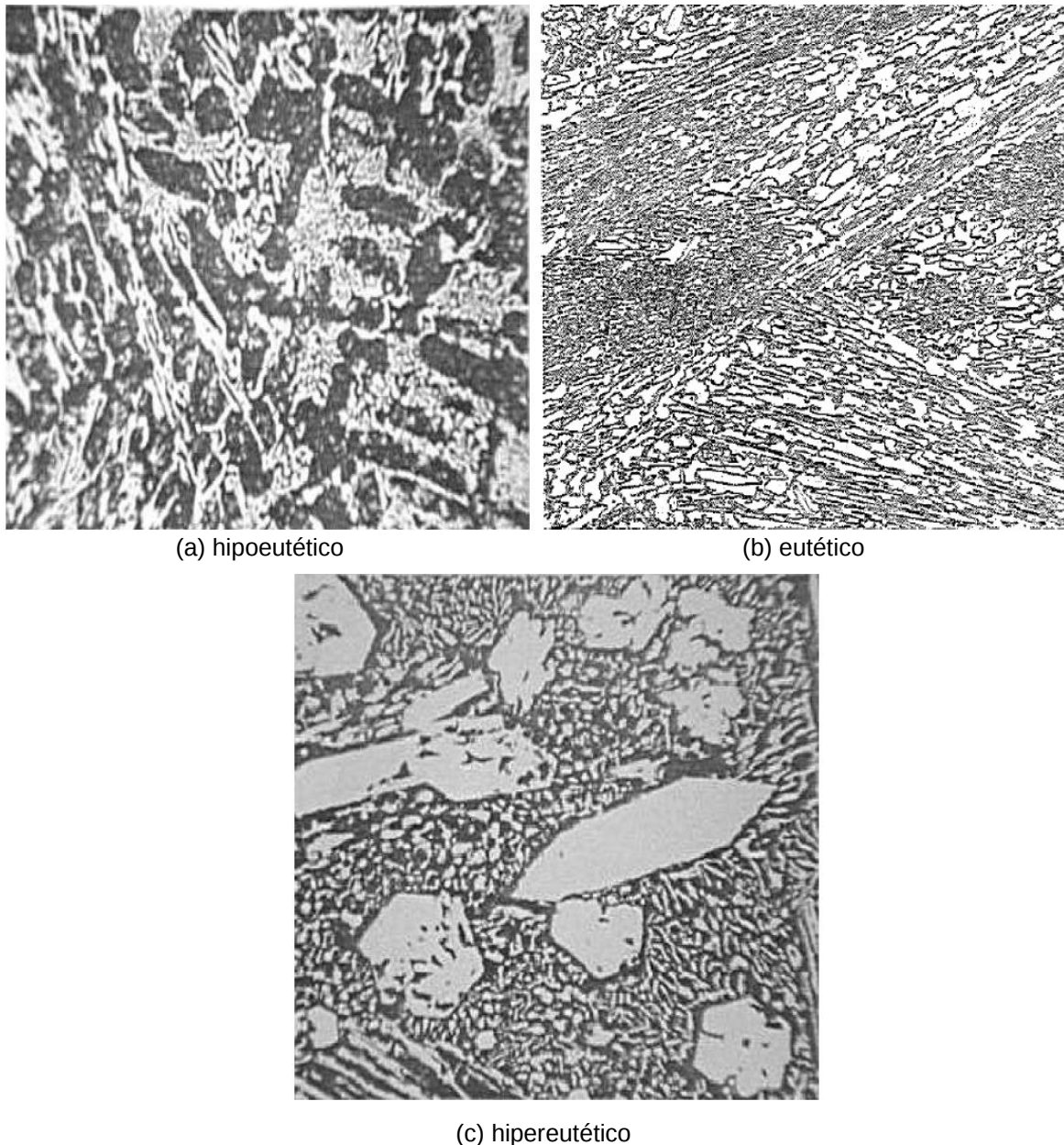
Fonte: ASTM A-532 (2014)

De forma geral, três estruturas podem ser distinguidas em ferros fundidos brancos, em função da sua composição química em comparação com a composição do líquido eutético: hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas. Em composição hipoeutética, a primeira fase a precipitar a partir do líquido é a austenita. Em condições normais de solidificação, a austenita crescerá em formato dendrítico. À medida que a temperatura é reduzida aumenta a fração de austenita e diminui a fração de líquido presente, tal líquido vai se enriquecendo de carbono até atingir a composição do líquido eutético. Já na composição eutética, ocorre o crescimento cooperativo da austenita e carbonetos em um constituinte eutético. Na composição hipereutéticas ocorre a precipitação do carboneto primário, na forma de placas, à medida que o esfriamento prossegue o teor de carbono do líquido continua baixando, até se formar o líquido eutético. Os eventuais cristais de carboneto pró-

eutético não sofrem nenhuma transformação até atingir a temperatura ambiente (COLPAERT, 2008).

As microestruturas de ligas hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas dos ferros fundidos brancos são apresentadas nas figuras 1 (a), (b) e (c), respectivamente. Pode-se observar uma matriz austenítica de cor escura e os carbonetos primários/eutéticos de cor clara.

Figura 1 - Microestruturas típicas de ferros fundidos brancos alto cromo no estado brutos de fusão.



Fonte: MARATRAY; USSEGLIO-NANOT (1971 apud SANTOS, 2009).

As elevadas propriedades de resistência ao desgaste são dadas pela combinação de uma fase dura (carbonetos) dentro de uma matriz ferrosa. Comumente é usada matriz martensítica obtida por tratamento térmico, que proporciona resistência à abrasão e suporte aos carbonetos (PENAGOS, 2016).

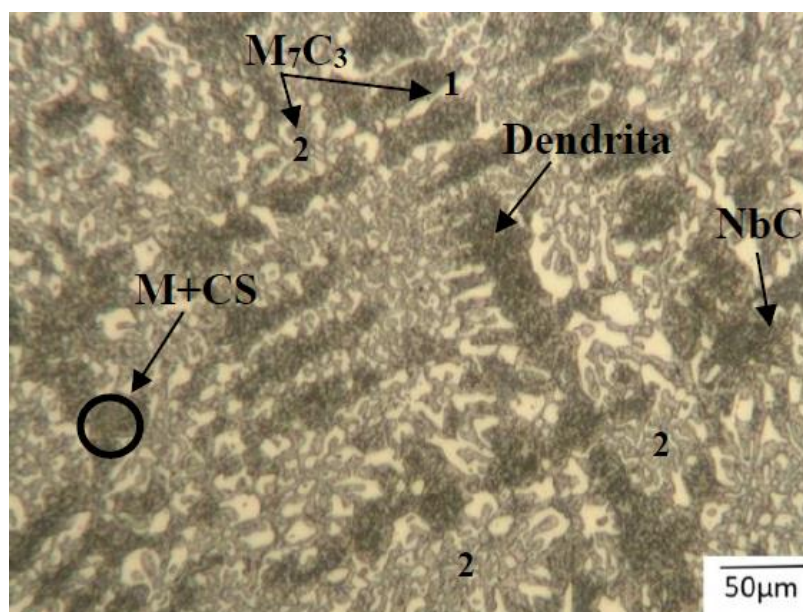
Esses carbonetos, do tipo M_7C_3 , têm a letra M representando um complexo metálico formado por Fe e Cr, em proporções que variam de acordo com a relação Cr/C e alguns outros elementos que estiverem, eventualmente, presentes na liga considerada (TABRETT; SARE; GHOMASHCHI, 1996; TABRETT, 1997).

As características microestruturais dos carbonetos e da matriz podem ser significativamente alteradas pela adição de elementos de liga - molibdênio, vanádio, nióbio e por tratamentos térmicos (SCANDIAN et al., 2009).

Alguns fatores como tamanho, forma e distribuição de carbonetos, tratamentos térmicos, presença de elementos de liga e quantidade de austenita retida têm influência nas propriedades de desgaste do material (ZUM GAHR, 1987).

Segundo Melo (2018), os carbonetos eutéticos M_7C_3 se encontram dispersos em matriz predominantemente martensítica (M), pode-se observar duas morfologias para os carbonetos eutéticos: forma laminar (1) e forma de bastonetes radiais (2). Observa-se o aparecimento dos carbonetos secundários (CS) na matriz, originados nas temperaturas de recozimento e desestabilização durante o tratamento térmico devido à difusão de elementos da matriz supersaturada, o que resulta no aumento da temperatura M_s de transformação da austenita em martensita, favorecendo a obtenção da máxima quantidade de martensita, conforme pode ser observado na figura 2.

Figura 2 - Microscopia óptica de uma liga FFAC tratada termicamente.



1: Carbonetos M_7C_3 de forma laminar; 2: Carbonetos M_7C_3 em forma de bastonetes radiais
 Fonte: Melo (2018).

3.2 A solidificação do FFAC

Alguns elementos, tais como: níquel, cromo e molibdênio são usados isolados ou combinados, para aumentar a resistência ao desgaste.

O estudo da metalurgia dos ferros fundidos inicia-se com a solidificação, primeiramente em condições de equilíbrio. Um diagrama de equilíbrio é um mapa temperatura e composição, que permite visualizar o que pode ocorrer numa peça fundida, desde o seu vazamento até o resfriamento à temperatura ambiente (GUESSER, 2009).

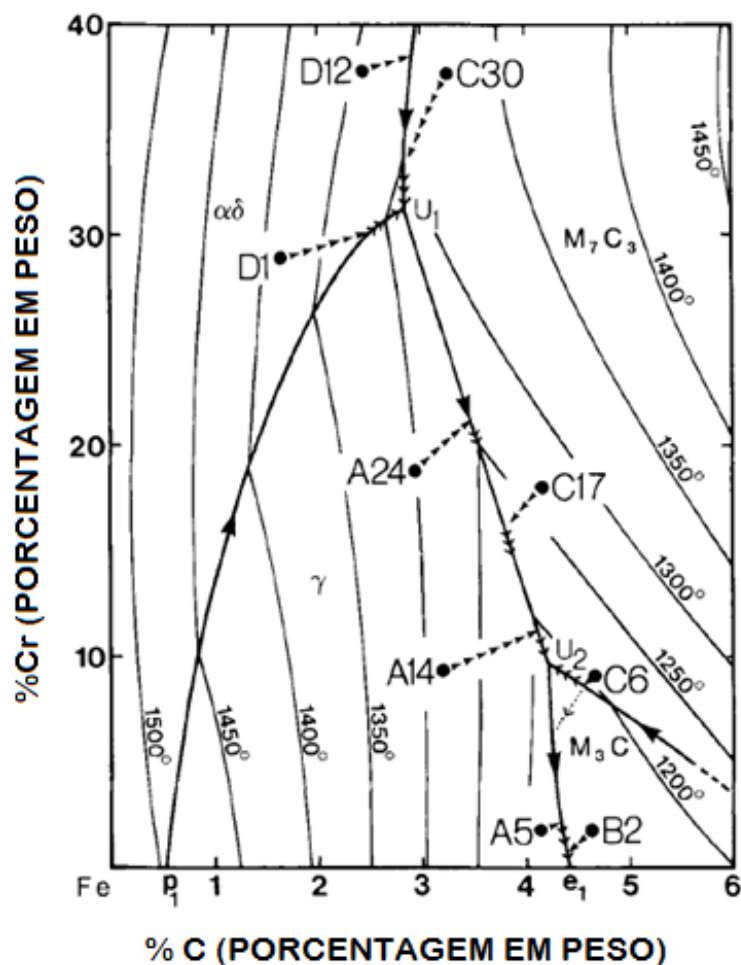
Os estudos realizados por Jackson (1970) e Thorpe; Chicco (1985) constituem fundamentos tanto para o planejamento experimental como para prever e interpretar as microestruturas que se formam na solidificação dos materiais e em decorrência de transformações no estado sólido.

Manipulando uma análise térmica diferencial (DTA) ao longo do aquecimento e resfriamento, assim como, microscopia óptica e eletrônica de varredura e difração de raios X em ligas com composições químicas em faixas comerciais, Thorpe; Chicco (1985) averiguaram rotas de solidificação das ligas conforme figura 3. Para

nomeação das ligas foram utilizados os prefixos A, B, C ou D de acordo com a fase primária de solidificação: A - austenita (γFe), B - M_3C , C - M_7C_3 e D – ferrita ($\alpha\delta\text{Fe}$).

Para a interpretação das rotas de resfriamento apresentadas faz-se necessário entender as reações invariantes e a sequências das mesmas.

Figura 3 - Diagrama Thorpe e Chico - rotas de resfriamento.



Fonte: Thorpe e Chicco (1985)

As reações invariantes na região rica em ferro do sistema ternário Fe-Cr-C metaestável em relação ao diagrama Thorpe e Chico - rotas de resfriamento podem ser verificadas na tabela 2.

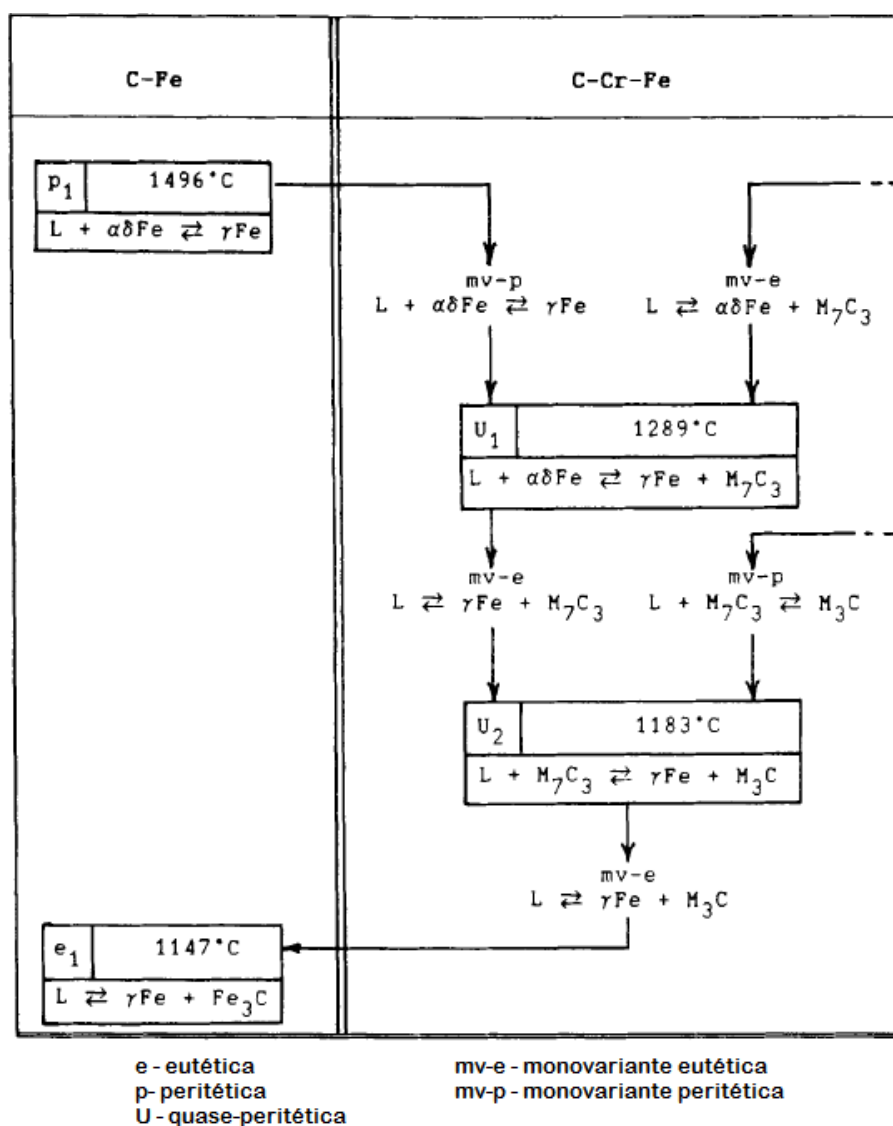
Tabela 2 - Reações invariantes na região rica em ferro do sistema ternário Fe-Cr-C metaestável.

Sistema	Símbolo	Composição em peso	Temperatura (°C)	Reações
C-Fe	p1	0,18% C	1496	$L + \alpha\delta\text{Fe} \rightleftharpoons \gamma\text{Fe}$
	e1	4,42% C	1147	$L \rightleftharpoons \gamma\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$
Cr-Fe	-	-	-	-
C-Cr-Fe	U1	2,81% C, 31,7% Cr	1289	$L + \alpha\delta\text{Fe} \rightleftharpoons \gamma\text{Fe} + \text{M}_7\text{C}_3$
	U2	4,22% C, 9,73% Cr	1183	$L + \text{M}_7\text{C}_3 \rightleftharpoons \gamma\text{Fe} + \text{M}_3\text{C}$

Fonte: Thorpe e Chicco (1985)

As sequências de reações no sistema metaestável da região rica em ferro do diagrama ternário Fe-Cr-C é apresentada na figura 4.

Figura 4 - Fluxograma de sequências de reações - diagrama ternário Fe-Cr-C.



Fonte: Thorpe e Chicco (1985)

Verificando a importância da análise do processo de solidificação, Thorpe; Chicco (1985) apresentaram os termogramas de resfriamento para várias ligas de ferro fundido branco alto cromo. Pois, em relação à composição química da liga, tem uma rota diferenciada de nucleação e crescimento da ferrita ou austenita e precipitação de carbonetos do tipo M_3C ou M_7C_3 . Abaixo serão discutidas em detalhes as possíveis rotas de resfriamento em função das diferentes regiões da superfície *liquidus* da figura 3.

1. As rotas de solidificação das ligas no campo γFe *liquidus* mostram inflexões nos termogramas de dilatométrica devido à nucleação e ao crescimento de dendritas γFe (figura 3, Ligas A5, A14 e A24). Após nucleação e crescimento da austenita, as rotas de resfriamento são diferenciadas para cada caso: para A5, atinge-se a transformação eutética $[L \rightleftharpoons \gamma Fe + M_3C]$; para A14, atinge-se a transformação eutética $[L \rightleftharpoons \gamma Fe + M_7C_3]$ seguida da reação quase-peritética $[(U_2) L + M_7C_3 \rightleftharpoons \gamma Fe + M_3C]$; para A24 atinge-se a transformação eutética $[L \rightleftharpoons \gamma Fe + M_7C_3]$ e todo o líquido é consumido nessa reação eutética.
2. A solidificação de ligas no campo M_3C é exemplificada pela liga B2. A primeira inflexão no termograma de dilatométrica é devido à formação de M_3C e é seguida pela reação eutética $[L \rightleftharpoons \gamma Fe + M_3C]$.
3. Para as ligas no campo M_7C_3 *liquidus* ocorre inicialmente a precipitação de carbonetos M_7C_3 hexagonais a partir do líquido. Para a liga C6, após a solidificação dos carbonetos primários M_7C_3 acontece a reação peritética $[L + M_7C_3 \rightleftharpoons M_3C]$. Em condições ideais a rota de solidificação deveria seguir para a reação invariante quase-peritética, U_2 , entretanto, a reação é limitada pela difusão no estado sólido através da camada do precipitado de M_3C que cresce na interface L / M_7C_3 , de tal forma que ocorre uma formação do carboneto pseudo-primário M_3C seguindo a linha pontilhada da figura 3. Finalmente, quando a composição do líquido intercepta a linha e_1-U_2 , a reação eutética ocorre com a formação da ledeburita. Para a liga C17, após a precipitação dos carbonetos primários M_7C_3 , ela atinge a transformação eutética $[L \rightleftharpoons \gamma Fe + M_7C_3]$ e todo o líquido é consumido nessa reação eutética. No caso da liga C30, após a precipitação dos carbonetos primários

M_7C_3 , ela atinge a transformação eutética $[L \rightleftharpoons \alpha\delta Fe + M_7C_3]$ e depois segue para a reação quase-peritética $[(U_1) L + \alpha\delta Fe \rightleftharpoons \gamma Fe + M_7C_3]$.

4. Para as liga no campo $\alpha\delta Fe$ *liquidus* ocorre inicialmente a nucleação e o crescimento de dendritas $\alpha\delta Fe$ a partir do líquido. Para D1, após a formação de dendritas $\alpha\delta Fe$ o líquido atinge a linha da reação peritética $[L + \alpha\delta Fe \rightleftharpoons \gamma Fe]$, a composição do líquido segue o contorno de campo até atingir a reação quase-peritética $[(U_1) L + \alpha\delta Fe \rightleftharpoons \gamma Fe + M_7C_3]$. Para D12, após a formação de dendritas $\alpha\delta Fe$ o líquido atinge a linha da reação eutética $[L \rightleftharpoons \alpha\delta Fe + M_7C_3]$ e depois segue para a reação quase-peritética $[(U_1) L + \alpha\delta Fe \rightleftharpoons \gamma Fe + M_7C_3]$.

3.3 Influência do carbono no FFAC

A resistência ao desgaste é uma propriedade mecânica sensível em função da composição química, condições de processamento e temperatura de tratamento. Os níveis de carbono são variados ligeiramente para dar as composições hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas (DOĞAN; HAWK; LAIRD, 1997).

A relação Cr/C influencia na temperabilidade das ligas de ferro fundido de alto cromo. A interação entre Cr e C na solução estimula a formação de carbonetos, aumentando a temperatura de início de formação de martensita da matriz (TABRETT; SARE.; GHOMASHCHI, 1996; TABRETT, 1997).

A quantidade de austenita retida é fortemente dependente da quantidade de carbono presente na matriz após a desestabilização, a qual é influenciada principalmente pelo aumento do tempo de tratamento térmico (desestabilização), onde aumenta a quantidade de austenita retida, podendo ser relacionado à precipitação de carbonetos secundários que ocorrem durante o aquecimento (TABRETT, 1997).

O percentual de carbono e cromo no FFAC foi estudada por Doğan; Hawk; Laird (1997). Neste estudo, foram avaliadas ligas com 15 e 26% cromo, de diferentes teores de carbono, como apresentado na tabela 3. Os autores realizaram, também, análise do teor de cromo na matriz das setes ligas, a quantidade na matriz

decreceu com o aumento de carbono na liga. Isso se deve à formação de um maior volume de carbonetos contendo cromo. Para as ligas com 15% de cromo, a liga hipoeutética conteve 7% de cromo na matriz, enquanto a liga hipereutética 5%, aproximadamente. Para o material de 26% de cromo em peso, as dendritas de austenita pró-eutética na liga hipoeutética retiveram em torno de 16% de cromo, enquanto para a amostra com maior concentração de carbono apresentou aproximadamente 11,5% de cromo em sua matriz.

Tabela 3 - Composição química (em porcentagem de peso) em ferro fundido branco

Liga	C	Cr	Si	Ni	Mn	Mo	Fe
Hipoeutética 15% Cr	3,54	15,2	0,51	0,18	0,61	0,31	Balanço
Eutética 15% Cr	3,71	15,1	0,43	0,22	0,55	0,30	Balanço
Hipereutética 15% Cr	4,32	15,3	0,65	0,13	0,55	0,25	Balanço
Hipoeutética 26% Cr	2,76	26,2	0,42	0,38	0,93	0,38	Balanço
Eutética 26% Cr	3,07	26,2	0,43	0,28	1,02	0,45	Balanço
Hipereutética 26% Cr	3,66	26,0	0,79	0,22	0,92	0,30	Balanço

Fonte: Doğan; Hawk; Laird (1997).

Doğan; Hawk; Laird (1997) relataram também que a influência da porcentagem de carbono na fração volumétrica de carbonetos foi muito maior que a influência da quantidade de cromo, resultado que está de acordo com trabalhos anteriores apresentados, como o de Maratray; Usseglio-Nanot (1971).

3.4 Nióbio nos FFAC

O resultado da adição de nióbio em ligas de FFAC resulta na formação de carbonetos NbC mais duros que os carbonetos M_7C_3 . A adição do nióbio resulta também no refino da estrutura fundida e aumento da temperabilidade. O último efeito ocorre porque o nióbio combina preferencialmente com o carbono, liberando cromo e molibdênio para se dissolverem na matriz (SILVA, 1999).

A liga Ferro-Nióbio (Fe-Nb) é oferecida comercialmente na granulometria de 10 a 50 mm. Oliveira (2015) relatou em seu trabalho a dificuldade de dissolução do Fe-Nb na liga de FFAC em granulometrias oferecidas comercialmente, conseguindo uma

dissolução de apenas 47% do material na liga. Melo; Guimarães; Pinheiro (2017) adicionaram o Fe-Nb triturado a uma liga de ferro fundido branco alto cromo III-A em temperatura de $1550^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$ e com granulometria média de $19,73 \mu\text{m}$, conseguindo incorporação em torno de 90% após 10 minutos.

Em seu trabalho, Melo (2018) relata que a adição de nióbio na liga provocou alteração da microestrutura de eutética para hipoeutética e redução da fração volumétrica de carbonetos (FVC). A liga sem adição de nióbio apresentou $\text{FVC}=33,34 \pm 1,64\%$, a liga com $0,5\%\text{Nb}$ apresentou $28,11 \pm 1,00\%$ e a liga com $1\%\text{Nb}$, $24,86 \pm 1,98\%$. Em uma liga hipoeutética FFAC com $0,5\%$ de nióbio e tratada termicamente, a morfologia dos carbonetos eutéticos M_7C_3 são em forma de placas e em forma de bastonetes radiais.

He-xing et al. (1993) verificaram que o incremento do teor de nióbio na liga, provocou o refinamento da microestrutura e aumento da fração de dendritas de austenita, fazendo com que as ligas apresentassem estruturas cada vez mais hipoeutéticas. Para análise da resistência ao desgaste, todas as amostras foram tratadas termicamente sendo desestabilizadas nas temperaturas 940°C , 970°C , 1000°C e 1030°C e resfriadas em ar forçado. As composições químicas das ligas analisadas são verificadas na tabela 4.

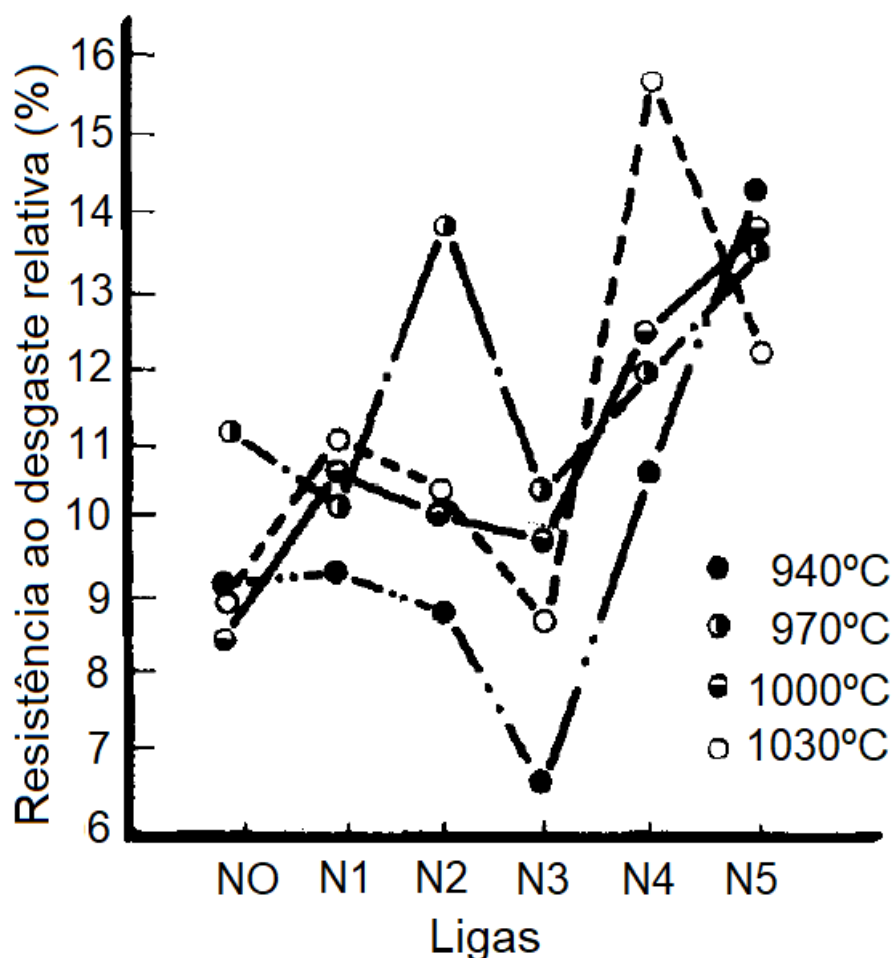
Tabela 4 - Composições químicas em peso (%) analisadas por He-Xing et al. (1993)

Liga	Carbono	Manganês	Silício	Cromo	Molibdênio	Cobre	Fósforo	Enxofre	Nióbio
NO	3,770	0,380	0,360	16,330	3,050	-	0,077	0,023	-
N1	3,800	0,410	0,360	16,250	2,920	-	0,068	0,022	0,170
N2	3,660	0,430	0,340	15,920	3,600	-	0,108	0,020	0,560
N3	3,620	0,500	0,480	15,940	3,440	-	0,015	0,039	0,860
N4	3,540	0,510	0,480	15,990	3,000	-	0,076	0,030	1,750
N5	3,410	0,570	0,500	15,350	2,840	-	0,103	0,015	3,470

Fonte: Adaptado de He-Xing et al. (1993).

Após os tratamentos térmicos as amostras passaram pelo ensaio de desgaste abrasivo roda de borracha, obtendo-se os resultados mostrados na figura 5.

Figura 5 - Efeito do nióbio nas ligas estudadas por He-Xing et al. (1993)

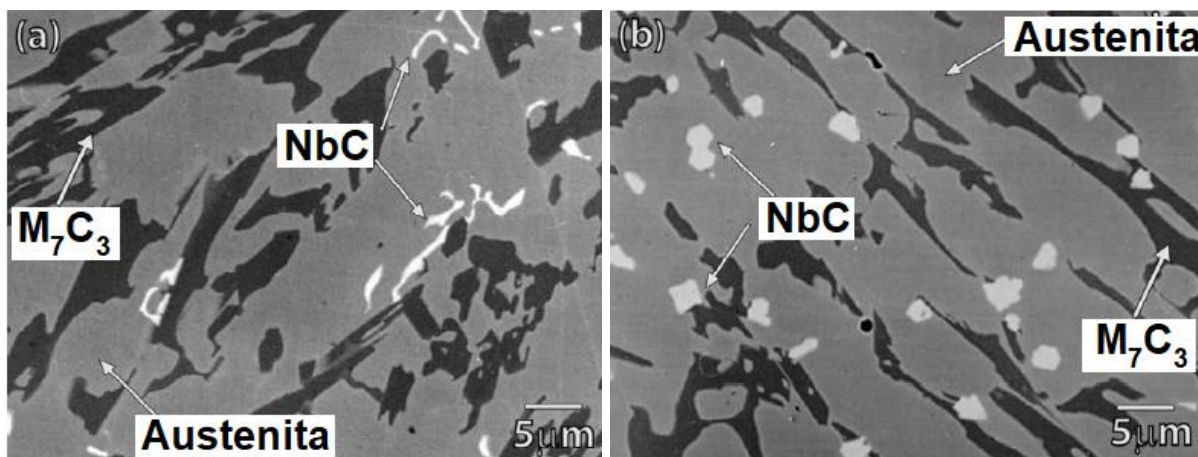


Fonte: He-Xing et al. (1993).

É possível verificar na figura 5 que as resistências ao desgaste das ligas em questão variaram sensivelmente em função da temperatura de desestabilização e em função do teor de Nb. Os autores verificaram que a máxima resistência ao desgaste foi apresentada pela liga hipoeutética N4 com 1,75%Nb quando tratada termicamente a 1030°C.

Filipovic et al. (2013) verificaram 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 de forma mais fina e alongada e com o teor de 2,06%Nb os carbonetos apresentaram morfologia mais nodular, hexagonal ou compacta, como mostrado na figura 6.

Figura 6 - MEV das ligas contendo nióbio



a) Liga com 0,54%Nb

b) Liga com 2,06%Nb

Fonte: Filipovic et al. (2013).

A adição de nióbio na liga provoca a formação dos carbonetos de nióbio, como tais carbonetos são os primeiros a serem formados, estes carbonetos retiram carbono do banho, tornando o restante da liga mais pobre em carbono. Essa deficiência em carbono aproxima a liga do ponto eutético, tornando a liga mais refinada e reduzindo assim o tamanho médio dos carbonetos primários. Diferentemente da maioria dos aços que possuem uma microestrutura praticamente homogênea, a microestrutura do FFAC tratado termicamente é composta de uma matriz predominante de martensita com carbonetos secundários precipitados no tratamento térmico, carbonetos eutéticos precipitados na solidificação, esta matriz circunda os carbonetos primários, formando assim uma microestrutura heterogênea, onde os carbonetos primários possuem maior dureza que a matriz (CORRÊA et al., 2008).

Com adição de nióbio, elevadas quantidades de carbonetos de nióbio são formadas nos FFAC hipereutéticos, os carbonetos são refinados e a forma do carboneto primário M_7C_3 torna-se isotrópica. A adição de nióbio reduz o teor de carbono do líquido, devido à formação do primeiro carboneto precipitado NbC, portanto, reduz a fração de volume e tamanho dos carbonetos primários M_7C_3 , resultando em uma maior resistência do HCCI ao desgaste (OLIVEIRA, 2015).

4. TRATAMENTO TÉRMICO DO FFAC

Os tratamentos térmicos nos FFAC geralmente são os tratamentos de recozimento, endurecimento, revenimento e tratamentos subcríticos. As faixas de temperatura de austenitização dos FFAC variam com o teor de cromo, como por exemplo: 12 a 20% de cromo, 955 a 1010°C e de 23 a 28% de cromo, 1010 a 1095°C. Os FFAC não podem ser resfriados muito lentamente devido ao risco de formação de perlita (ARAÚJO; CARMO; SILVA JÚNIOR, 2007).

Nesta etapa, deve-se ter o cuidado de não submeter, imediatamente, a peça a uma elevada taxa de aquecimento. Inicialmente, a velocidade de aquecimento deve ser lenta, sendo interessante manter um patamar de pré-aquecimento, a fim de melhorar a homogeneização da temperatura. Entre a temperatura de transformação da austenita, ou seja, a temperatura na qual se fará a desestabilização da austenita, a taxa de aquecimento pode ser acelerada.

Trabalhos experimentais comprovaram que os fatores de temperatura referente à austenitização e presença de elementos estabilizadores de austenita têm importância decisiva na determinação da temperatura de início da martensita e, conseqüentemente, na dureza da matriz. Os autores estudaram duas ligas, uma contendo 18,6% de cromo e 1,9% de carbono e a outra contendo 18,7% de cromo, 1,9% de carbono e 0,8% de molibdênio. Os materiais foram austenitizados a 850, 950, 1050 e 1150°C. Para as temperaturas mais baixas de austenitização, observou-se intensa precipitação de carbonetos no interior das dendritas e à medida que aumentava a temperatura de austenitização, observou-se menor fração volumétrica de carbonetos nas dendritas. A 1150°C a liga com molibdênio estava totalmente solubilizada, enquanto a liga sem molibdênio apresentava ainda certa quantidade de carbonetos. Além de ocorrer solubilização de carbonetos secundários, ocorre também solubilização de carbonetos eutéticos, porque a fração volumétrica de carbonetos era a mesma para as duas ligas, diminuindo com a elevação da temperatura de austenitização (SINATORA; ALBERTIN, 1991).

O comportamento dos FFAC em aplicações abrasivas provém fortemente da quantidade e morfologia dos carbonetos M_7C_3 , das propriedades da matriz bem

como da formação dos carbonetos secundários, que são originados durante o tratamento térmico. Esses carbonetos podem ser do tipo M_7C_3 , $M_{23}C_6$ ou M_3C (POWELL; LAIRD, 1992).

Para se obter um melhor desempenho, os ferros fundidos altos cromos devem apresentar uma estrutura martensítica, porque tal matriz quando comparada à austenítica minimiza a remoção de matéria durante o desgaste. A microestrutura resultante do tratamento térmico do ferro fundido alto cromo, tem influência direta na resistência ao desgaste abrasivo da liga em questão (HIGUERA-COBOS; DUMITRU; MESA-GRAJALES, 2016).

No estado bruto de fusão a microestrutura do FFAC é constituída de carbonetos de cromo eutéticos dispersos em uma matriz metálica contendo elevada fração de austenita retida e martensita. Após a solidificação, costuma-se empregar o tratamento de recozimento, visando uma redução de dureza do material para fins de usinagem e, posterior a usinagem, é realizado um tratamento térmico visando a desestabilização da austenita (precipitação de carbonetos secundários, o que resulta no aumento da temperatura M_s , temperatura de transformação da austenita em martensita) para obtenção da máxima quantidade de martensita (logo, mínima quantidade de austenita retida), dureza e resistência ao desgaste abrasivo (ORTEGA-CUBILLOS et al., 2015).

Peças produzidas em ferro fundido alto cromo podem apresentar matrizes com misturas de austenita e perlita em seu estado bruto de fusão, cuja proporção depende da composição química e taxa de resfriamento. E em relação ao fim do tratamento térmico, quanto maior o teor de cromo da liga e a taxa de resfriamento, maior é o percentual de austenita retida (ALBERTIN et al., 2011).

A partir de aproximadamente de 0,6 % de carbono, em ligas de Fe-C, a temperatura onde termina formação da martensita M_f , ou seja, onde a transformação martensítica é concluída, em tratamentos térmicos normais, a microestrutura pode continuar ainda apresentando austenita ao fim do tratamento, esta austenita é comumente chamada de austenita retida (COLPAERT, 2008).

O tratamento de revenimento no material é comumente utilizado para alívio de tensões na temperatura de 200°C em intervalos de duas horas (OLIVEIRA, 2015; ORTEGA-CUBILLOS et al., 2015).

O cromo e o carbono combinados aumentam a temperabilidade na medida em que a relação Cr/C se eleva. O efeito do aumento desta relação se deve ao aumento da quantidade de cromo em solução e se faz sentir tanto nas transformações isotérmicas quanto no resfriamento contínuo (SINATORA; ALBERTIN, 1991 apud REGATTIERI, 2006).

Ortega-Cubillos et al. (2015) para avaliar a influência de diferentes tratamentos térmicos na resistência a abrasão de uma liga de ferro fundido branco alto cromo conforme ASTM 532 II D, com 22% Cr e 3%C, os autores prepararam dois grupos de amostras, o primeiro grupo em estado bruto de fusão e o segundo grupo foi recozido a 700°C por 6 horas. A composição química encontrada foi de 2,98%C, 0,75%Mn, 0,71%Si, 0,35%Ni, 21,22Cr, 1,9%Mo, e 0,06%Cu, sendo indicada pelos autores como hipoeutética com aproximadamente 30% de carbonetos M_7C_3 . Os autores observaram que os resultados máximos de durezas encontrados foram com a desestabilização a 1000°C por 6 horas nas amostras previamente em estado bruto de fusão, atingindo valores em torno de 63,5 HRC e a 1050°C por 0,5 horas na amostra previamente recozida, atingindo valores próximos a 65 HRC, indicando que o recozimento prévio pode aumentar a dureza da liga em questão. Por ser o valor de máxima dureza, o tratamento a 1050°C por 0,5 horas foi realizado duas vezes e os resultados apresentaram repetitividade.

Morales; Hormaza; Méndez (2009) estudaram o efeito na temperatura de desestabilização em relação à resistência ao desgaste de uma liga com composição química: 2,32%C, 1,36%Mn, 1,24%Si, 1,05%Ni, 25,95%Cr, 2,08Mo, 1,06%Cu, 0,02%P e 0,02%S. Os valores de desgaste correspondentes à média de quatro ensaios e os valores de dureza Rockwell C, podem ser observados na tabela 5 e na figura 8.

Tabela 5 - Resultados dos ensaios de desgaste e dureza

	Temperatura tratamento	Desgaste (β) (mm^3)	Desgaste relativo (% , $\beta/\text{AISI 4340}$)	Dureza (HRC)
Amostras vazadas em areia	Bruto de fusão	$18,46 \pm 0,46$	$28,30 \pm 0,71$	$50,63 \pm 0,31$
	900°C	$13,93 \pm 1,60$	$21,40 \pm 2,46$	$57,75 \pm 0,17$
	950°C	$11,48 \pm 0,95$	$17,60 \pm 1,46$	$59,95 \pm 0,21$
	1000°C	$7,16 \pm 0,55$	$11,00 \pm 0,85$	$59,75 \pm 0,19$
	1050°C	$12,83 \pm 0,76$	$19,70 \pm 1,17$	$52,98 \pm 0,22$
Amostras vazadas em grafite	Bruto de fusão	$72,46 \pm 15,40$	$111,25 \pm 23,65$	$57,93 \pm 0,44$
	900°C	$90,71 \pm 1,77$	$90,71 \pm 2,70$	$59,38 \pm 0,33$
	950°C	$122,05 \pm 4,74$	$122,05 \pm 7,30$	$59,70 \pm 0,41$
	1000°C	$102,85 \pm 5,30$	$102,85 \pm 8,10$	$60,58 \pm 0,33$
	1050°C	$111,38 \pm 4,52$	$111,38 \pm 6,90$	$59,53 \pm 0,33$

Fonte: Morales; Hormaza; Méndez (2009).

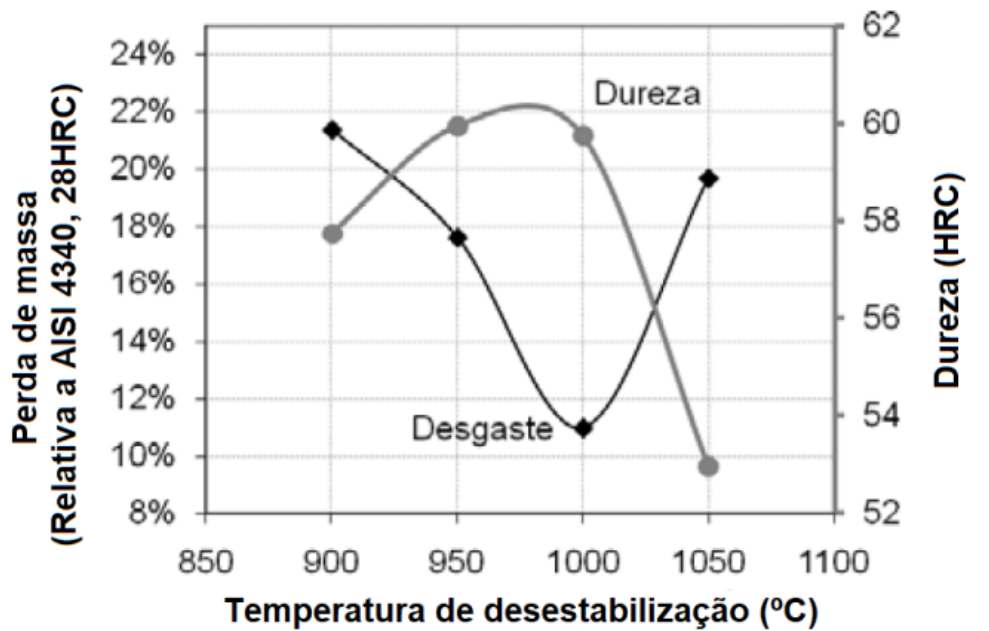
Os testes de desgaste foram realizados de acordo com (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2016). O agente abrasivo usado foi areia seca de sílica (AFS 50/70), que, por ação de uma roda giratória, é pressionada contra a superfície do material. Os autores utilizaram 200 revoluções por minuto, os números de revoluções foi de 2.000 e uma carga de 130N em cada amostra de ensaio. O valor apresentado referente à resistência de desgaste foi avaliado usando a média de 4 amostras.

Para fins de comparação, os resultados foram normalizados ao usar o resultado da resistência ao desgaste de uma amostra de aço SAE 4340 ($65,13 \pm 0,94 \text{ mm}^3$). O aço SAE 4340 é um aço para beneficiamento com elevada temperabilidade, ligado ao cromo-níquel-molibdênio, utilizado na fabricação de diferentes componentes mecânicos.

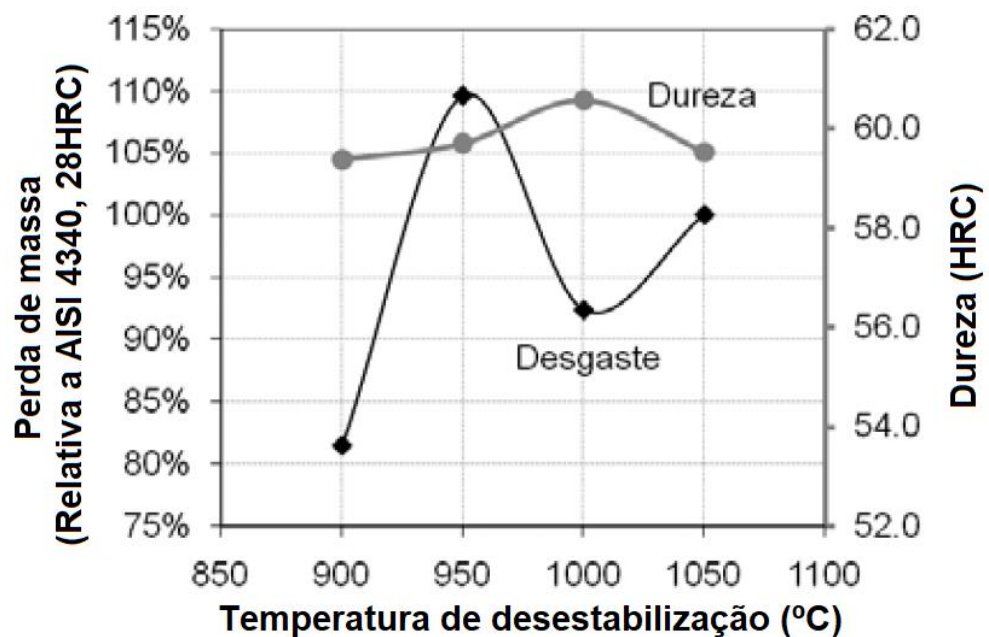
A desestabilização da austenita no material levou a um endurecimento. O referido endurecimento é atribuído à precipitação de carbonetos secundários de cromo, bem como ao endurecimento por transformação martensítica. No caso de amostras fundidas em moldes de areia, verificou-se uma faixa de temperaturas de desestabilização entre 950°C e 1000°C, onde o material possui microestruturas mais resistentes ao desgaste abrasivo devido à ação da areia de quartzo. Para as amostras fundidas em moldes permanentes de grafite, verificou-se que, por meio de um tratamento de desestabilização a 900°C, a resistência inicial ao desgaste pode

ser melhorada. Em relação ao material estudado pelos autores, pode-se observar na figura 7 o efeito de desestabilização sobre o desgaste e dureza em amostras vazadas em moldes de areia e grafites, correlacionando à dureza HRC e perda de massa.

Figura 7 - Efeito da temperatura de desestabilização sobre o desgaste e dureza das amostras



(a) Amostras vazadas em areia



(b) amostras vazadas em grafite

Fonte: Morales; Hormaza; Méndez (2009).

Os autores ressaltam que é possível observar a inversa proporcionalidade entre dureza e desgaste nas amostras vazadas em areia, entretanto, as amostras vazadas em grafite não mostraram qualquer relação. Os valores máximos de resistência ao desgaste foram obtidos após a desestabilização a 1000°C. Os tratamentos térmicos resultaram no aumento de dureza das ligas, devido à precipitação de carbonetos secundários de cromo, bem como por transformação da matriz austenítica para martensítica. Para amostras fundidas em moldes de grafite, verificou-se que, por tratamento desestabilização a 900°C pode alcançar uma melhor resistência ao desgaste inicial. É importante destacar que amostras fundidas em moldes de areia mostram um melhor comportamento sob o tipo de desgaste estudado.

Oliveira (2015) destacou-se em seu estudo desenvolvido, no qual se trata da avaliação da resistência ao desgaste abrasivo em ligas de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio, que a liga elaborada apresentou as menores taxas de desgaste comparando com as tratadas termicamente onde resultaram em maiores durezas. O desempenho da liga estudada 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 50 HRC (como fundido) a 64 HRC (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 total e predominantemente martensítica, confirmado pelo aumento da dureza após o tratamento sub-zero.

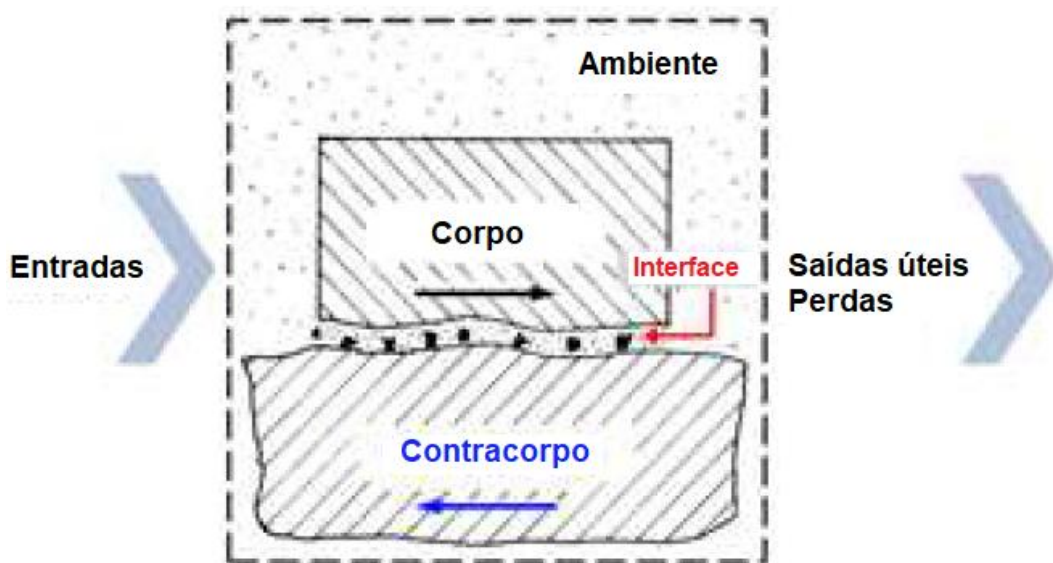
5. DESGASTE E TRIBOLOGIA

A ação na superfície de um corpo sólido por contato e movimento relativo de um contracorpo sólido, líquido ou gasoso é denominada “ação tribológica”. “Tribologia” vem do grego “Τριβο” e “Λογος”, respectivamente, “tribos” que significa roçar-esfregar e “logos”, estudo. A tribologia se dedica, ao estudo do desgaste (SINATORA, 2005).

A norma DIN 50320 (1997) define desgaste como a perda progressiva de substância da superfície de um corpo sólido, causada por ação mecânica, isto é, por contato e movimento relativo de um contracorpo sólido, líquido ou gasoso.

É largamente reconhecido, dentro do estudo da tribologia, que a resposta de um componente quando submetido a situações de atrito e desgaste não depende apenas das propriedades do material, mas também de cada um dos elementos que compõem o tribossistema, como: corpo, contracorpo, meio ambiente e o meio de interface (PENAGOS, 2016). Exemplos genéricos dos componentes de um tribossistema podem ser verificados na figura 8.

Figura 8 - Exemplo genérico de tribossistema.



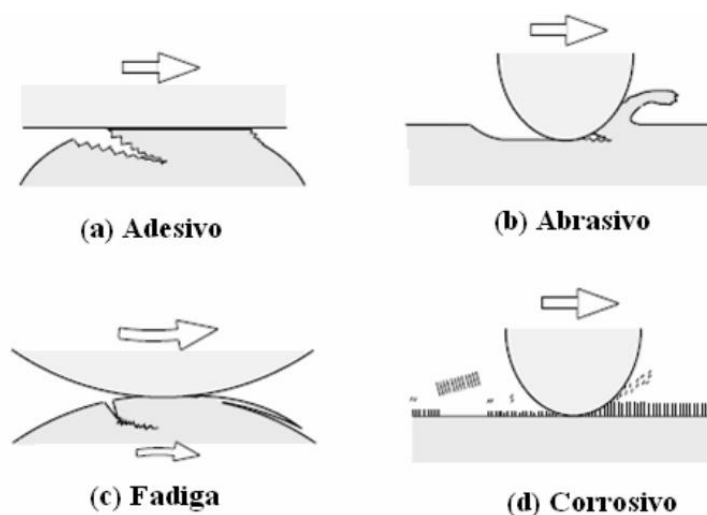
Fonte: Adaptado por Penagos (2016) de Zum Gahr (1987) e Leal (1981).

A estrutura do tribosistema muda ao longo do tempo pela ação das entradas, como calor, cargas e velocidades e das saídas úteis como movimento, ou ainda gerando perdas como produtos de desgaste, calor, vibrações e ruídos (LEAL, 1981).

A norma DIN 50320 (1997) descreve que o corpo pode ser um sólido, líquido ou gasoso, ou ainda uma mistura deles. Já a interface pode ser com elementos lubrificantes, camadas adsorvidas, poeira, elementos sólidos em geral, um líquido gás ou mistura deles.

Kato (1990) representou esquematicamente os quatro tipos de desgaste: adesivo, abrasivo, por fadiga e corrosivo, conforme figura 9.

Figura 9 - Representação esquemática dos tipos de desgaste.



Fonte: Kato (1990).

O desgaste é o resultado da interação dos mecanismos e da microestrutura do material. Um mesmo material pode se desgastar mais ou menos, por exemplo, se o abrasivo ou os tipos de aplicação de forças forem alterados. A sanidade, o refino da estrutura e o grau de acabamento são outros fatores que podem interferir na vida útil de um determinado componente. Portanto, pode-se afirmar que a fabricação de fundidos resistentes ao desgaste envolve intrínseca combinação de fatores de ordem metalúrgica, da natureza dos abrasivos e das condições de serviços (RAMOS, 2018).

5.1 Desgaste adesivo

O desgaste adesivo processa-se pela união pontual entre superfícies sólidas em contato, assim sendo, suficientemente forte para resistir ao deslizamento, gerando material de transferência entre as superfícies ou perda de uma das superfícies. Como resultado dessa adesão, uma deformação plástica é causada na região de contato gerando trinca que pode se propagar levando à geração de um terceiro corpo e a uma transferência completa de material (KATO, 1990).

A forte adesão entre superfícies deslizantes é fator importante somente quando existem superfícies limpas, em alto vácuo, como no espaço. A representação deste desgaste é mostrada na figura 9 (a).

O desgaste por adesão é provocado quando uma superfície desliza sobre a outra, comparado com o contato e interação entre as asperezas das duas superfícies. Em tais condições, geram-se forças de atração nos pontos de contato das asperezas, que podem ser de caráter covalente, iônico, metálico ou pelas forças de Van der Waals. Como a área de contato nas asperezas é muito pequena, desenvolvem-se localmente altas pressões de contato que provocam deformação plástica, adesão e conseqüentemente a formação de junções localizadas (SCHUITEK, 2007).

5.2 Desgaste abrasivo

A norma (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2015) define abrasão como "desgaste resultante da interação entre partículas ou asperezas duras forçadas contra uma superfície sólida e com movimento ao longo da mesma". A figura 9 (b) representa este tipo de desgaste.

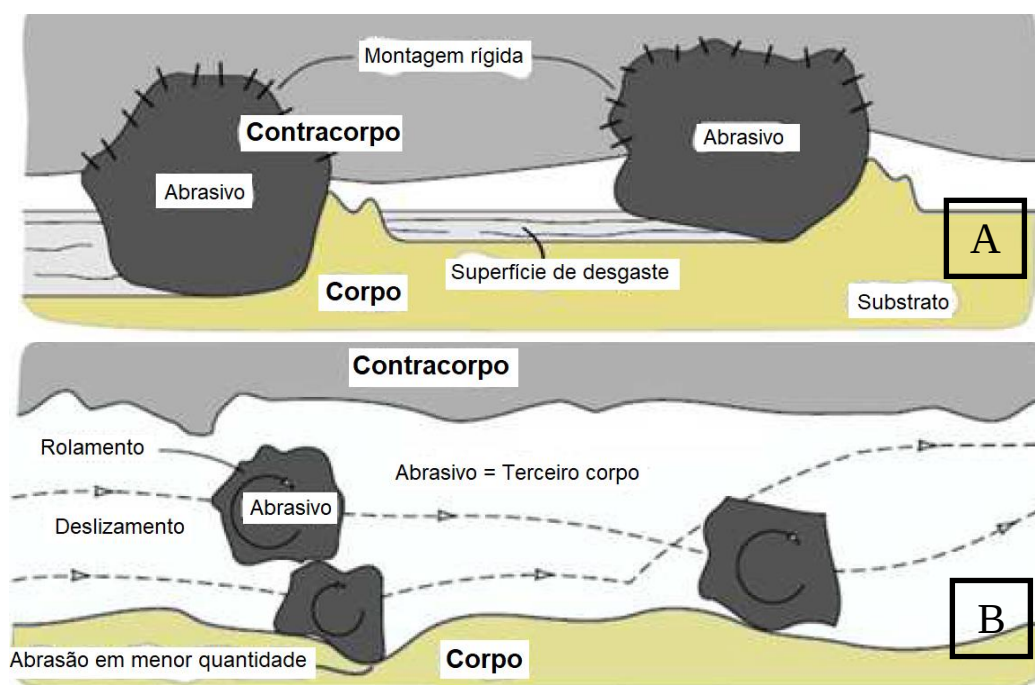
Frequentemente a abrasão é classificada de duas maneiras: de acordo com número de corpos envolvidos no contato tribológico (abrasão a dois e a três corpos) e o nível de esforços (abrasão sob altos esforços, abrasão sob baixos esforços e *gouging abrasion*) (PENAGOS, 2016).

5.2.1 Abrasão a dois e três corpos

O desgaste abrasivo ocorre não só pela ação de partículas duras entre duas superfícies que estão em movimento relativo, mas também pode ocorrer pela ação de partículas duras engastadas em uma ou nas duas superfícies em contato. A presença de partículas duras pode ser devido a: resíduos de produtos usados no processo de fabricação do material, fragmentos de desgaste encruados ou partículas estranhas que entram no tribossistema. Protuberâncias duras podem atuar também como partículas duras se a superfície do contracorpo é mais “macia” (SCHUITEK, 2007).

Em relação à forma de atuação da partícula, o desgaste abrasivo é geralmente classificado em 2 e 3 corpos, dependendo respectivamente se o abrasivo é fixo ou livre entre duas superfícies (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Esta classificação foi proposta inicialmente por Stachowiak et al. (1994, apud PENAGOS, 2016), um desenho esquemático pode ser verificado na figura 10.

Figura 10 - Abrasão a dois e três corpos.



(a) desgaste com abrasivo fixo (abrasão a dois corpos)

(b) desgaste com abrasivo solto (abrasão a três corpos)

Fonte: Stachowiak et al. (1994, apud PENAGOS, 2016).

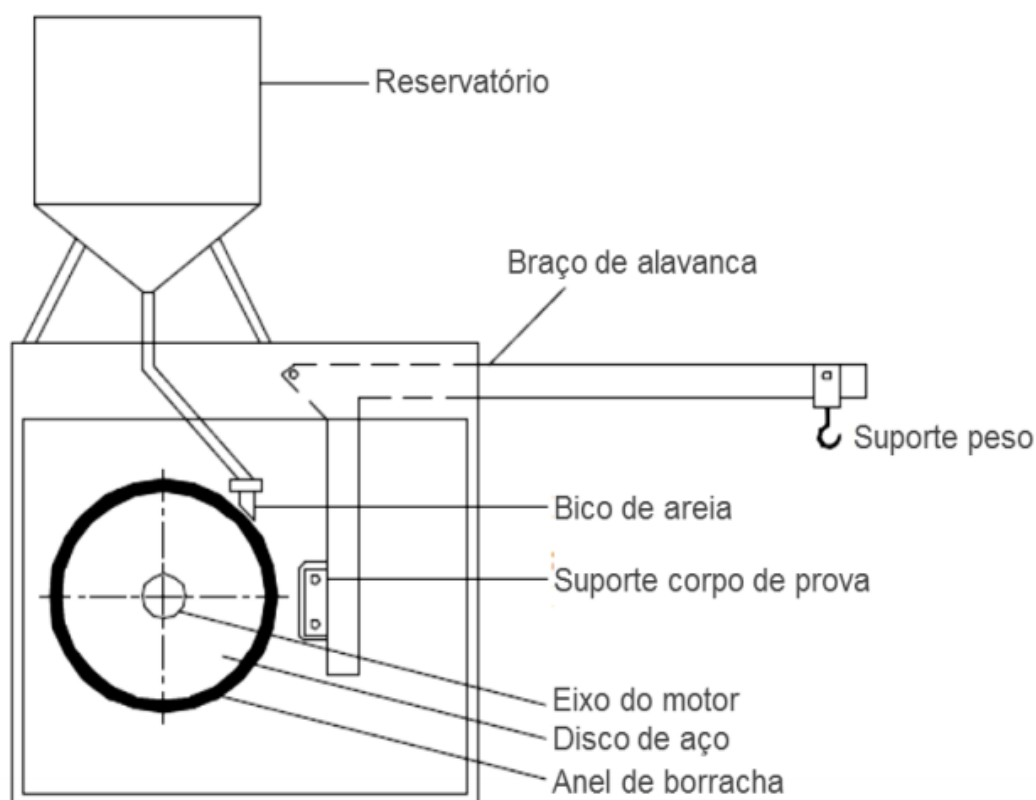
Os ensaios de desgaste a dois corpos produzem taxas de desgaste entre uma e três vezes da ordem de grandeza do que os ensaios de desgaste abrasivo a três corpos nas mesmas condições de carregamento (PENAGOS, 2016). Quando uma aspereza dura da superfície de contato ou uma partícula rigidamente fixada a esta desliza sobre a superfície de desgaste, formando sulcos ou ranhuras lineares na direção de deslizamento, o modo de desgaste abrasivo são dois corpos por deslizamento. Por outro lado, quando a partícula de desgaste está livre para rolar ou mesmo deslizar na região de contato, o modo de desgaste abrasivo é de três corpos ou por rolamento. Para este segundo caso, uma topografia aleatória e sem características direcionada é verificada na superfície de desgaste (DUARTE, 2014).

Entretanto, diversos autores como, Gates (1998); Trezona; Allsopp; Hutchings, (1999) argumentam que existem inconsistências na interpretação destas classificações.

Na configuração do ensaio roda de borracha (amplamente aceito na literatura como desgaste abrasivo a três corpos), em determinado momento os abrasivos podem se fixar no contracorpo da roda de borracha, desta forma, desgastando pelo deslizamento da partícula, presumivelmente formando microcorte, e pelo rolamento da partícula, formando impressões (GATES, 1998; PENAGOS, 2016).

O princípio de funcionamento do ensaio roda de borracha consiste em desgaste padronizado de um corpo de prova por meio da inserção de areia de composição química e tamanho de grão controlado. O abrasivo é introduzido entre o corpo de prova e um anel de borracha de dureza especificada, provocando riscamento, conforme apresentado na figura 11. O ensaio roda de borracha e areia seca abrange procedimentos laboratoriais para determinar a resistência de materiais metálicos ao desgaste abrasivo. A intenção deste método de ensaio é produzir dados que reproduzem e classifique materiais por sua resistência ao desgaste abrasivo dentro de um determinado conjunto de condições. Os resultados de ensaios de abrasão são relatados por perda de volume em milímetros cúbicos (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2016).

Figura 11 - Esquema simplificado do equipamento para ensaio de desgaste abrasivo



Fonte: ASTM G65-16.

Outro exemplo vem da mineração, onde através do chute de transferência, o minério é escoado livremente, considerado como abrasão a dois corpos, mesmo que as partículas estejam livres para rolar e apresente taxas de desgaste muito baixas, quando comparada com outros exemplos de abrasão a dois corpos (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999).

O desgaste abrasivo também pode ser dividido em tais categorias: *gouging*, altos esforços (ou *grinding*) e baixos esforços, a qual parece focar casos de abrasão ocorrentes em indústrias mineradoras (GATES, 1998).

No sistema de desgaste abrasivo a baixo esforço, não existe carregamento externo compressivo. A abrasão ocorre enquanto o abrasivo se desliza na superfície de desgaste (METSO, 2011). Pode ser observado na figura 12 o desgaste abrasivo segundo o nível de esforços.

Figura 12 - Ilustração do desgaste abrasivo segundo o nível de esforços.



A distinção entre baixos e altos esforços é dada pela ocorrência ou inexistência de fratura do abrasivo durante o processo de abrasão. Com a fratura do abrasivo, o sistema é classificado como altos esforços, caso contrário, baixos esforços (GATES, 1998).

A abrasão classificada como *gouging* é utilizada para sistemas com abrasivos grosseiros (rochas) e altíssimos esforços, causando sulcos macroscopicamente visíveis (GATES, 1998).

No *gouging* há presença de grandes partículas sob altos carregamentos compressivos ou impactos. Na abrasão a altos esforços os particulados são menores quando comparados aos do sistema *gouging*, mas também sob altos esforços compressivos (METSO, 2011).

Além disso, Hutchings e Shipway (2017) mencionam que os mecanismos por deformação plástica envolvidos na abrasão podem ser descritos por fases, que são: microcorte (remoção na forma de cavacos), sulcamento (não há remoção de material da superfície, o mesmo escoa abaixo da partícula e forma cristas laterais) e um intermediário, que é a formação de proa, onde também ocorre remoção de material.

Contudo, Gates (1998) sugeriu que a abrasão fosse classificada em três regimes: moderado, severo e extremo. As variáveis que definiram esta classificação referem-se a condições da partícula abrasiva (tamanho, angulosidade e restrição ao movimento) e os níveis de tensão aplicada. Diferentes combinações de valores destas variáveis definiram diferentes níveis de severidade do sistema. A proposta apresentada por Gates (1998) encontra-se resumida na tabela 6.

Tabela 6 - Classificação do desgaste abrasivo segundo o nível de esforços.

Situação Típica	Modo de desgaste abrasivo		
	Moderado	Severo	Extremo
Tamanho do abrasivo	Pequeno	Médio	Grande
Restrição	Sem restrição	Parcialmente restringida pelo contracorpo	Grande restrição
Forma do abrasivo	Arredondada	Aguda	Aguda
Tensão de contato	Baixa - insuficiente para fraturar o abrasivo	Moderado - suficiente para fraturar o abrasivo	Muito elevada - pode causar fraturas macroscópicas ou fratura frágil do material a ser desgastado
Mecanismos predominantes	Microsulcamento	Microcorte	Microcorte e/ou microfratura
Termos equivalentes	• Abrasão a baixos esforços	• Abrasão por altos esforços	• Britagem (gouging abrasion)
	• Riscamento	• Moagem (<i>grinding abrasion</i>)	
	• Abrasão a três corpos sob baixos esforços	• Abrasão a três corpos sob altos esforços	• Abrasão a dois corpos sob altos esforços
		• Abrasão a dois corpos sob baixos esforços	

Fonte: Adaptado de Gates (1998).

5.3 Desgaste por fadiga

Este desgaste é decorrente do contato direto das superfícies metálicas resultantes em regiões desgastadas que aparecem ocasionalmente entre duas superfícies sólidas. Normalmente é causado pelo alto número de repetições do movimento entre as superfícies. Este tipo de desgaste é ilustrado na figura 9 (c).

A rugosidade é um parâmetro importante na resistência à fadiga de contato. Tais superfícies dos elementos deslizantes devem apresentar níveis de rugosidade inferiores, para que o atrito seja o menor possível, diminuindo o ruído e os efeitos de concentração de tensão. A análise de falha por fadiga de contato segue a seguinte sequência:

- I. deformação elástica;
- II. deformação plástica;
- III. encruamento;
- IV. formação e propagação de trincas.

O desgaste ocasionado pela fadiga pode ser determinado pela formação de trincas e descamação causada pelo repetitivo e alternado carregamento de superfícies sólidas. O contato rolante e deslizante dos sólidos ou líquidos pode resultar em fadiga cíclica na superfície. Fadiga localizada pode ocorrer na escala microscópica devido ao contato deslizante repetitivo das asperezas na superfície dos sólidos em movimento relativo (PEREIRA, 2010).

5.4 Desgaste por reação triboquímica (Corrosivo)

Nominado, também, por desgaste de oxidação, onde usualmente é a condição mais influente para esse mecanismo (SCHUITEK, 2007).

O desgaste por reações triboquímicas é formado por produtos de reação por meio das interações químicas e eletroquímicas. Inicia-se com adesão entre as superfícies e a taxa de remoção de material é relativamente alta. Consequentemente os filmes de óxidos se formam e as taxas de desgaste diminuem. Assim que o filme é eliminado recomeça o processo por adesão e se inicia a formação de um novo filme de óxido. Ocorre em meios corrosivos líquidos ou gasosos. A representação deste tipo de desgaste é apresentado na figura 9 (d) (KATO, 1990).

[...] Uma das teorias que explica o mecanismo pelo qual as partículas de óxido se tornam fragmentos de desgaste sugere que o óxido formado na ponta de uma aspereza é removido quando acontece o contato com a outra superfície de desgaste, e essa aspereza sem óxido foi oxidada novamente. O novo óxido formado foi removido outra vez durante o contato com o contracorpo. Esse processo de desgaste continua mediante a remoção e o ressurgimento das camadas protetoras das superfícies de contato e é conhecido como oxidação-raspagem- reoxidação. As finas partículas de óxido removidas desta forma se aglomeram e podem chegar a formar grandes partículas antes de serem finalmente removidas como fragmentos de desgaste, as quais podem provocar abrasão das superfícies em contato [...] (SCHUITEK, 2007).

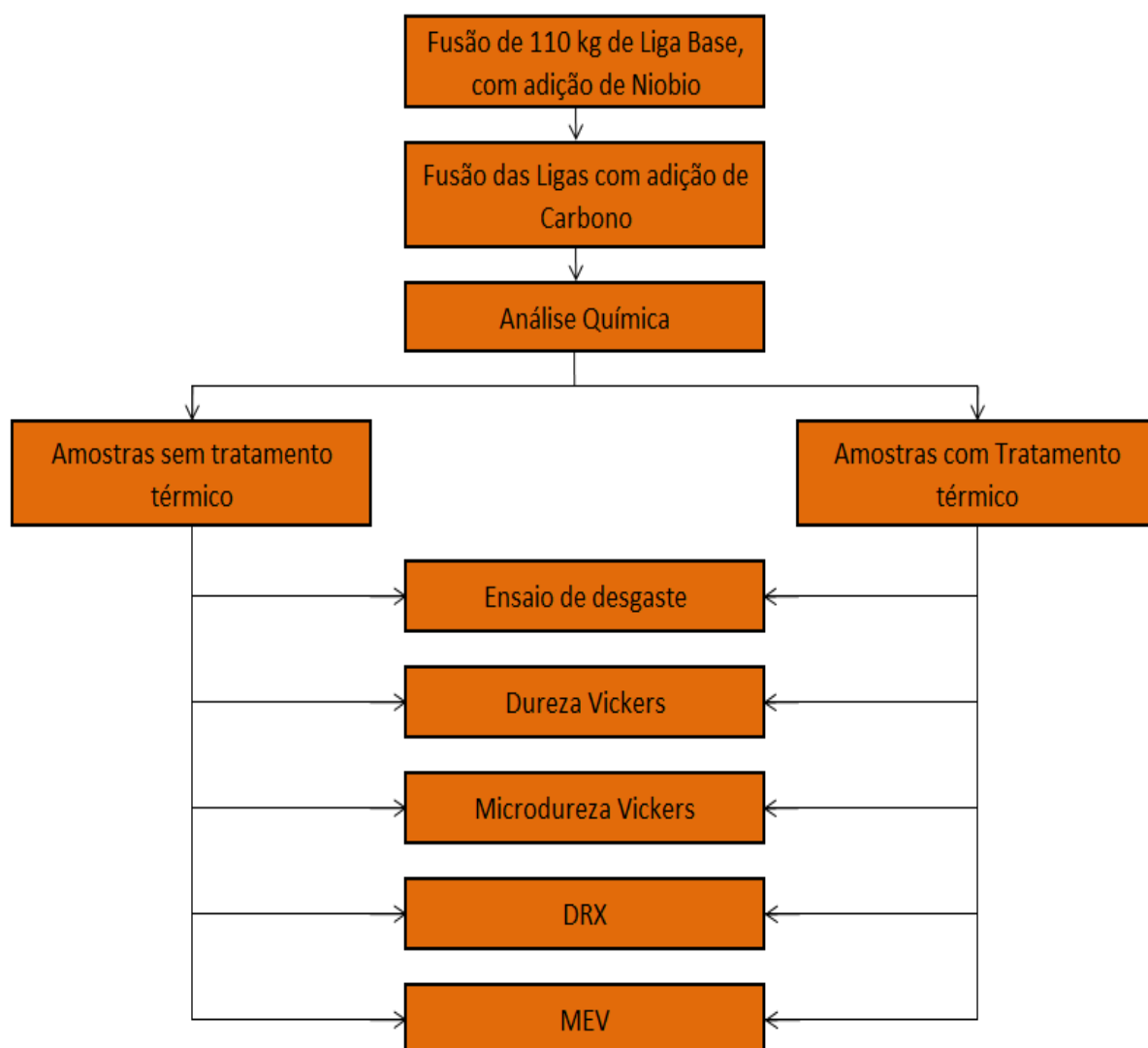
O contato entre duas superfícies deslizando uma sobre a outra provoca um atrito, deste modo, produz picos de temperatura nas áreas reais de contato. A magnitude dessas temperaturas varia com a velocidade relativa das superfícies e propriedades dos materiais envolvidos, podendo alcançar algumas centenas de graus Celsius (ZUM GAHR, 1987).

6. METODOLOGIA

Neste capítulo é apresentado o material estudado, bem como os recursos e a metodologia utilizada durante os testes experimentais.

Na figura 13 é apresentado o fluxograma aplicado nos procedimentos e testes experimentais. O trabalho consiste na obtenção de 5 ligas FFAC variando o teor de carbono, por meio do processo de fundição, tratamento térmico, ensaios e caracterização do material fundido.

Figura 13 - Fluxograma trabalho experimental.



Fonte: o próprio autor.

6.1 Materiais

O material estudado consiste em ligas que foram referenciadas no FFAC conforme ASTM A 532 CLASSE III tipo A, com 2-3,3%C e 23-30%Cr. A escolha das ligas em questão se dá pela enorme utilização nas indústrias mineradoras, onde as peças são expostas a ambientes com altas taxas de desgaste e corrosão. Tais peças apresentam elevada dureza, difícil usinabilidade, baixa tenacidade e possuem alta resistência a abrasão, sendo elas placas de revestimento, chapas de desgaste, blindagens, rolos e anéis para moagem. As ligas desejadas para este estudo são apresentadas na tabela 7:

Tabela 7 - Composições químicas desejadas (%) em peso.

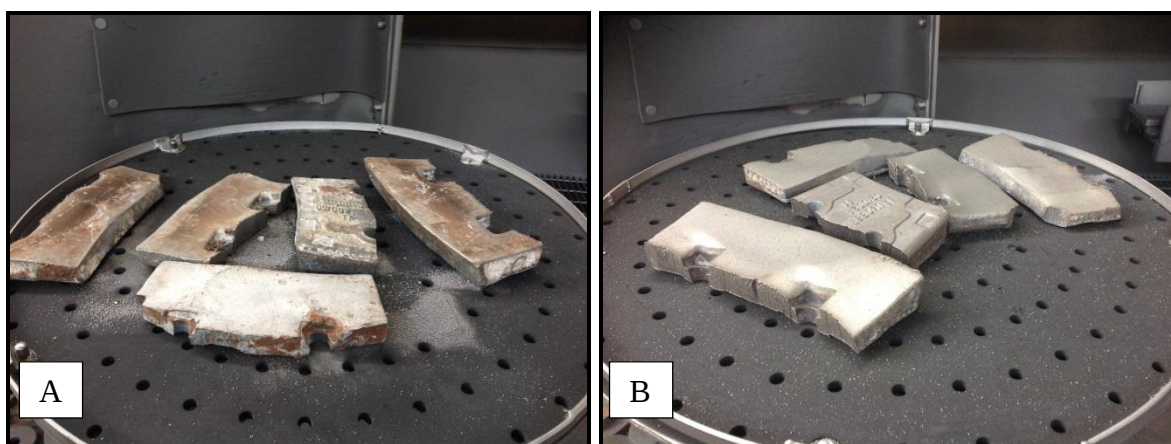
Liga	Cromo	Carbono	Nióbio	Manganês máx	Silício máx	Níquel máx	Molibdênio máx	Cobre máx	Fósforo máx	Enxofre máx
Liga 01	25	2,60	0,50 a 0,55	2,0	1,5	2,5	3,0	1,2	0,10	0,06
Liga 02	25	2,80	0,50 a 0,55	2,0	1,5	2,5	3,0	1,2	0,10	0,06
Liga 03	25	2,90	0,50 a 0,55	2,0	1,5	2,5	3,0	1,2	0,10	0,06
Liga 04	25	3,00	0,50 a 0,55	2,0	1,5	2,5	3,0	1,2	0,10	0,06
Liga 05	25	3,20	0,50 a 0,55	2,0	1,5	2,5	3,0	1,2	0,10	0,06

Fonte: o próprio autor.

6.1.1 Fusão da Liga Base

As cargas metálicas provenientes de sucatas de fundição foram jateadas para a remoção de óxidos e impurezas nas superfícies. As condições das matérias-primas antes e após a etapa de jateamento são apresentadas na figura 14.

Figura 14 - Carga metálica: antes do jateamento (A) e depois do jateamento (B).



Fonte: o próprio autor.

Desse modo realizou-se a fusão da Liga Base, como apresentado na figura 15, onde foi ajustada toda a composição química desejada. Durante a fusão foram adicionados os elementos de liga em suas respectivas formas: níquel metálico, manganês eletrolítico na forma de briquete, cromo metálico, ferro silício em pedra e o ferro nióbio em pó. No Apêndice A, observa-se o cálculo de carga para realização da liga em questão. Tais matérias-primas foram pesadas em balança da marca Gehaka, modelo BG 4000, resolução 0,05 kg.

Figura 15 - Fusão da Liga Base.



Fonte: o próprio autor

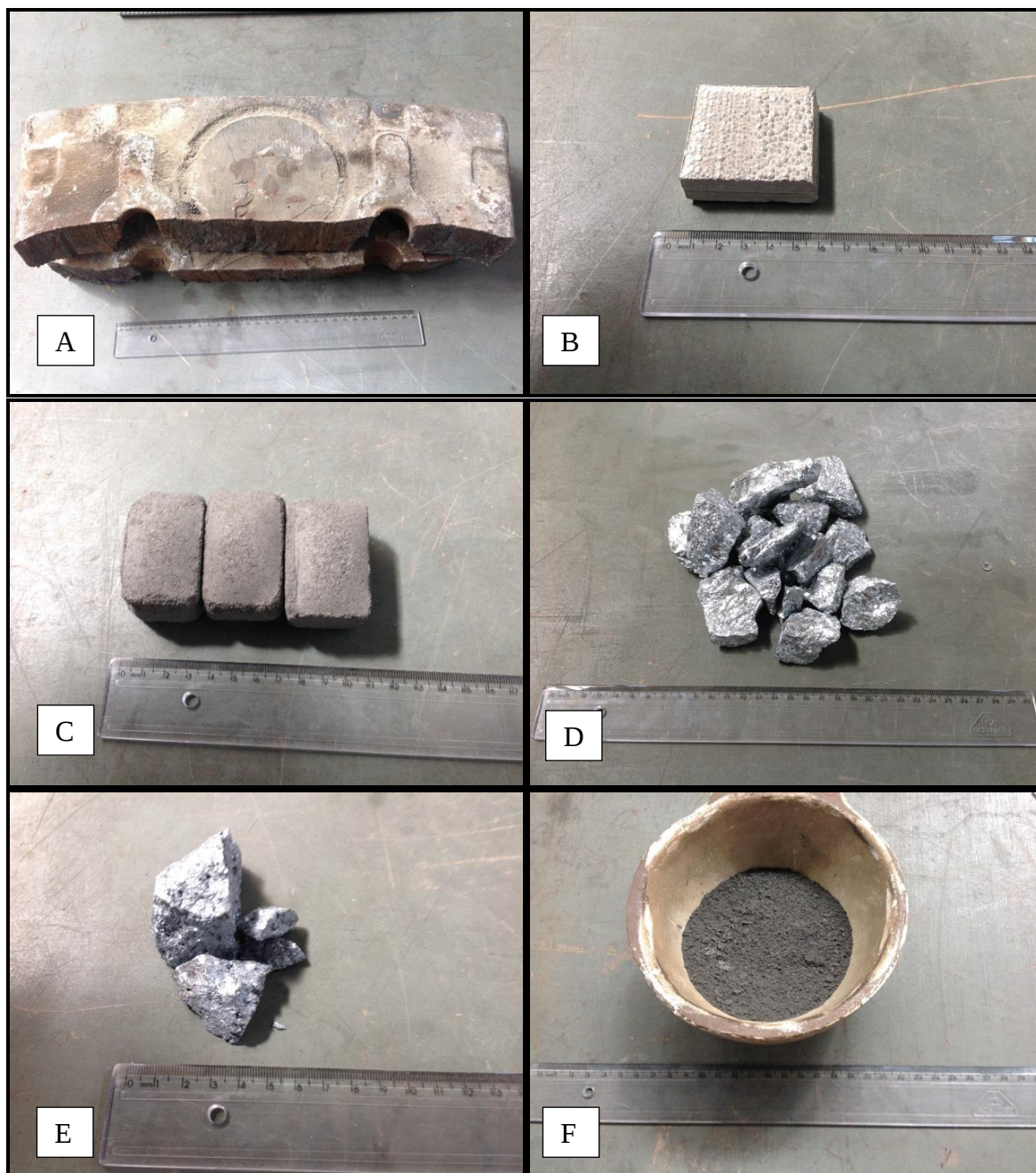
A Liga Base foi fundida em forno elétrico a indução de média frequência, marca Inductotherm, com o cadinho de capacidade de 110 kg de ferro fundido.

Utilizaram-se instrumentos de medição e ferramentas para o monitoramento e o controle metalúrgico, como concha para coleta de amostra química, coquilha para vazamento da pastilha, espátula para remoção de escórias formadas na superfície do banho líquido e a medição da temperatura foi realizada com pirômetro de imersão, marca ITALTERM modelo Forneiro III “S” (Faixa: 800°C a 1760°C) – ITS 90 de resolução de 1°C calibrado no dia 10 de setembro de 2018 por empresa especializada.

A adição das matérias-primas no forno ocorreu da seguinte ordem: primeiramente fundiram-se as placas de desgastes já em FFAC, a partir do momento que foram formadas as fases líquidas do ferro adicionaram-se o níquel metálico, os briquetes

de manganês eletrolítico, o cromo metálico, o ferro silício e o ferro nióbio respectivamente. Apresentam-se esquematicamente na figura 16 os materiais adicionados na fusão.

Figura 16 - Materiais adicionados na fusão.



(a) Placa de desgaste

(b) Níquel metálico

(c) Briqueletes de manganês eletrolítico

(d) Cromo metálico

(e) Ferro silício

(f) Ferro nióbio

Fonte: o próprio autor.

Vazou-se o metal e retirou-se a pastilha 10 minutos após a adição do pó de Fe-Nb, pois segundo Melo (2018) foi verificada uma eficiência superior a 90% ao retirar as pastilhas para análises químicas após este tempo. Durante a fusão da Liga Base a temperatura registrada do FFAC líquido foi de $1550^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$. Logo após a remoção da escória no banho metálico, todo o material foi transferido para uma panela de vazamento. Essa etapa foi realizada bem cautelosamente pra evitar turbulência do metal líquido. A temperatura de vazamento nos moldes foi de $1500^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$. A composição química obtida da liga é apresentada na tabela 8.

Tabela 8 - Composição química obtida na Liga Base (%) em peso.

Liga	Cromo	Carbono	Nióbio	Manganês	Silício	Níquel	Molibdênio	Cobre	Fósforo	Enxofre
Base	25,857	2,613	0,547	1,277	0,507	0,524	ND *	0,034	0,026	0,008

Fonte: o próprio autor.

*Onde consta ND (Não Detectado), significa que o resultado do elemento está abaixo do limite inferior da faixa de detecção do equipamento.

6.1.2 Fusão das 5 ligas

As ligas foram fundidas em forno elétrico a indução de média frequência. Marca Inductotherm, com o cadinho de capacidade de 25 kg. Após a obtenção da Liga Base, refundiram-se 5 ligas conforme ASTM A 532 CLASSE III tipo A, variando o teor de carbono. As composições das ligas objetivadas para estudo foram apresentadas na tabela 7. Para cada liga foi adicionado um percentual de carburante, com o objetivo de aumentar o teor de carbono. Antes da adição foi feito uma pré-análise para determinar o rendimento do carburante como apresentado pela tabela 9, este material foi fornecido pela empresa Nacional Grafite LTDA.

Tabela 9 - Rendimento do carburante.

%C Inicial	%C Final	Δ %C para rendimento de 100%	Rendimento Real %
2,614	2,7233	0,236	46,31

Fonte: o próprio autor.

A tabela 10 apresenta os materiais adicionados. Em cada fusão foi adicionado a Liga Base e o carburante, nota-se a diferença do percentual de carburante para cada liga, devido ao aumento do teor de carbono. Antes do vazamento do metal líquido foi retirada uma pastilha vazada em coquilha para cada liga, conforme figura 17, para

obtenção de material para a análise química. Após o vazamento para obtenção das pastilhas o restante do metal líquido foi vazado nos moldes.

Tabela 10 - Materiais adicionados em cada fusão.

Liga	Liga Base		Carburante	
	%	Peso kg	%	Peso kg
2.6C-CrNb	100	18	0	0
2.7C-CrNb	99,75	17,955	0,25	0,045
3.0C-CrNb	99,25	17,865	0,75	0,135
3.3C-CrNb	98,95	17,811	1,05	0,189
3.8C-CrNb	98,45	17,721	1,55	0,279

Fonte: o próprio autor.

Figura 17 - Pastilha vazada em coquilha para análise química.



Fonte: o próprio autor

Conforme figura 18 a medição da temperatura era coletada a cada 5 minutos, mantendo a temperatura do banho em $1550^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$ e as temperaturas de vazamento de $1500^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$. O carburante foi inserido no pé de banho do metal líquido e foi levemente misturado para agilizar a homogeneização do banho.

Figura 18 - Medição de temperatura.

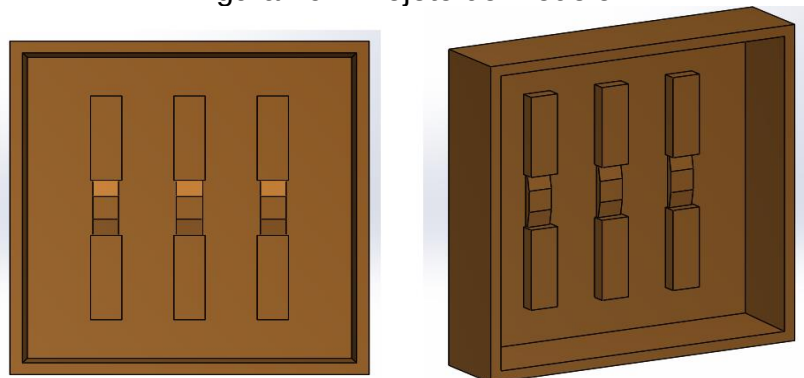


Fonte: o próprio autor

A pastilha foi retirada e resfriada em ar calmo e preparada em lixadeira com lixa 50 mesh de forma a ser analisada em espectrômetro de emissão óptica – base ferro, SPECTROMAXx, identificação 159239, calibrado pelo fabricante, localizado e instalado no laboratório metalográfico do SENAI/CETEF em Itaúna, MG.

No processo de vazamento do metal líquido, o mesmo foi transferido do forno para uma panela e logo depois vazado nos moldes de areia verde. As cavidades dos moldes eram caixas fechadas. O projeto é mostrado na figura 19 e o modelo e molde em areia verde, na figura 20 (a) e (b) respectivamente.

Figura 19 - Projeto do modelo.



Fonte: o próprio autor

Figura 20 - Modelo e molde em areia verde.



(a) Modelo confeccionado em madeira

Fonte: o próprio autor



(b) Moldes em areia - caixa superior e inferior

A figura 21 apresenta o cacho fundido para realização dos trabalhos.

Figura 21 - Cacho fundido para realização dos trabalhos.



Fonte: o próprio autor

De cada liga, foram fundidas e preparadas 8 amostras de dimensões de 76x26x12,5 mm, todas elas para realização dos ensaios de abrasão, metalografias, difração de raios X e durezas. Foram também fundidas 12 amostras para execução de trabalhos futuros.

6.1.3 Granulometria do ferro-nióbio

O Fe-Nb foi adquirido em granulometrias menores que 3 mm da empresa Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração CBMM, conforme Anexo A. Para obtenção de alta dissolução no banho metálico foi realizada uma redução da granulometria e consequente aumento da área superficial específica, foi feita a moagem do Fe-Nb na Minerita Minérios Itaúna Ltda em seu laboratório de análises.

Uma análise da granulometria foi realizada em um granulômetro a laser Cilas1090 Líquido 0,04 μm – 500,00 μm / 100 Classes. Após o processo de moagem, a granulometria média resultante do Fe-Nb foi de 5,72 μm conforme pode ser observado na tabela 11.

Tabela 11 - Análise granulométrica do Fe-Nb após moagem.

Informação	Medida μm
Diâmetro médio	5,72

Fonte: o próprio autor.

6.2 Métodos

6.2.1 Preparação das amostras

Oito amostras de 76x26x12,5 mm de cada liga foram retificadas em uma retificadora plana tangencial Mello P25 automática para obtenção de uma superfície uniforme para realização do ensaio de abrasão. Quatro amostras de cada liga foram tratadas termicamente, sendo três para ensaio de desgaste e uma reserva. Do mesmo modo, as outras quatro amostras sem tratamento térmico, três para ensaios de desgaste e uma reserva. As amostras retificadas podem ser observadas na figura 22.

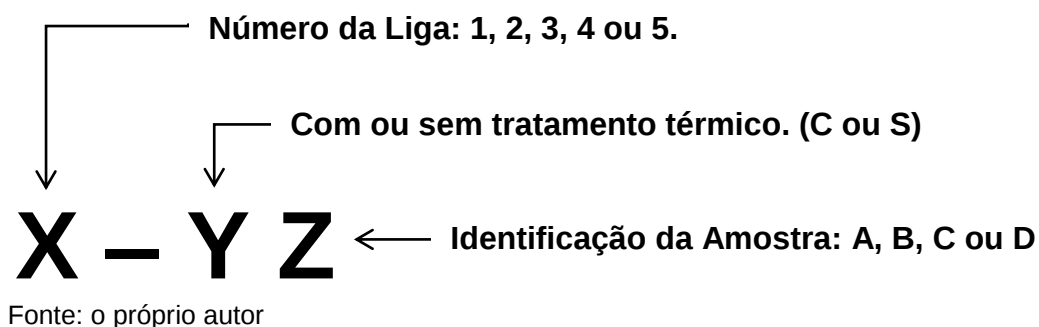
Figura 22 - Amostras retificadas para ensaios de desgaste.



Fonte: o próprio autor

Após o ensaio de desgaste, todas elas foram cortadas com dimensões de 10x10x5 mm para a realização de difração de raios X, microscopia eletrônica de varredura, dureza e microdureza como já apresentado na figura 14. Os cortes foram realizados utilizando-se uma cortadora metalográfica Teclago, modelo CM 120 VV, disco de corte para durezas superiores a 55 HRC e fluido de corte, localizada no Senai-CETEF Centro Tecnológico de Fundição. De oito amostras de cada liga como já mencionado anteriormente, quatro foram tratadas termicamente. Referente ao conjunto de quatro amostras, todas foram denominadas A, B, C e D. A quarta amostra foi separada e denominada como amostra reserva. O método de identificação das amostras é ilustrado na figura 23.

Figura 23 - Método de identificação das amostras.



Todas as amostras com dimensões de 10x10x5 mm foram embutidas, utilizando-se baquelite na máquina de embutimento a quente Arotec, modelo PRE 30Mi para realização posterior de difratometria de raios X, microscopia eletrônica de varredura e os ensaios de dureza.

6.2.2 Tratamento térmico

Quatro amostras de cada liga foram tratadas termicamente conforme procedimento ilustrado na figura 24. Com este objetivo foram aplicados os tratamentos de recozimento, seguido de austenitização/desestabilização e revenimento.

O tratamento térmico foi realizado no Laboratório de Tratamento Térmico do Senai-CETEF Centro Tecnológico de Fundição, em forno de câmara elétrico da marca GP Científica. Já na fase de resfriamento ao ar forçado, foi utilizado um ventilador da marca COLEPÓ, tipo AR 060. A temperatura do forno foi verificada com o termômetro digital RENOTERME 1200.

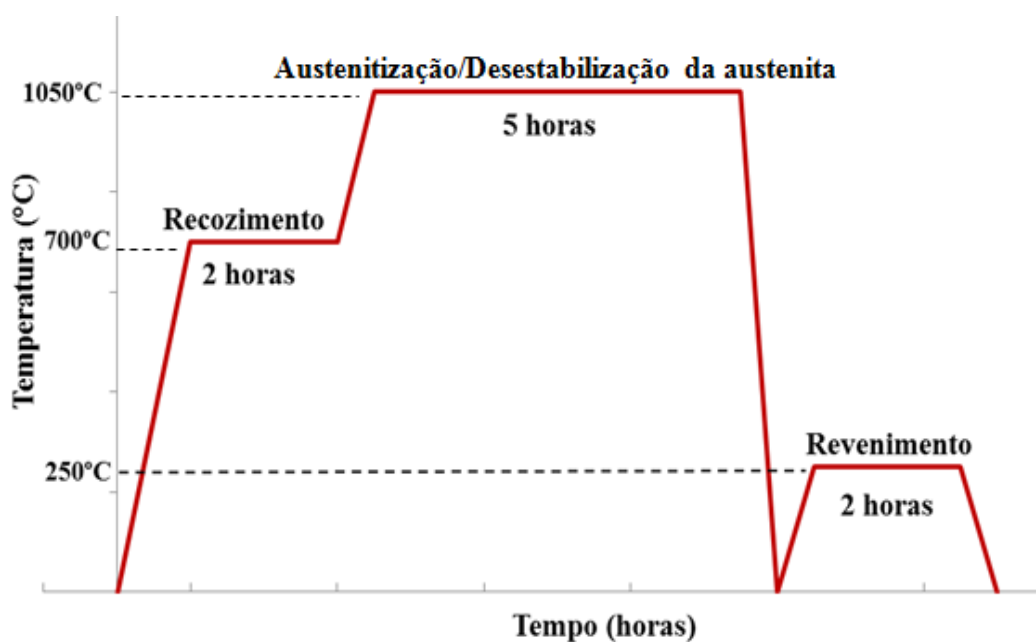
As amostras A B C e D de cada liga foram colocadas no interior do forno e submetidas ao seguinte ciclo térmico:

- 1) Aquecimento até 700°C (recozimento), mantido durante duas horas (PENAGOS, 2016).
- 2) Aquecimento até 1050°C, temperatura mantida durante cinco horas, para austenitização/desestabilização da austenita das amostras. Temperatura ideal

para minimizar a quantidade de austenita retida e, ao mesmo tempo, permite microdureza elevada da matriz (MORALES; HORMAZA; MÉNDEZ, 2009; PENAGOS, 2016).

- 3) Resfriamento ao ar forçado para se obter uma estrutura de matriz martensítica de elevada dureza e baixa porcentagem de austenita retida (de 10 a 12 %) e nenhuma perlita como descrito por ALBERTIN et al., (2011. apud PENAGOS, 2016).
- 4) Em seguida foi realizado o revenimento a 250°C por duas horas, para reduzir a fragilidade oriunda do resfriamento ao ar forçado (ORTEGA-CUBILLOS et al., 2015; PENAGOS, 2016)

Figura 24 - Gráfico utilizado para tratamento térmico.



Fonte: o próprio autor

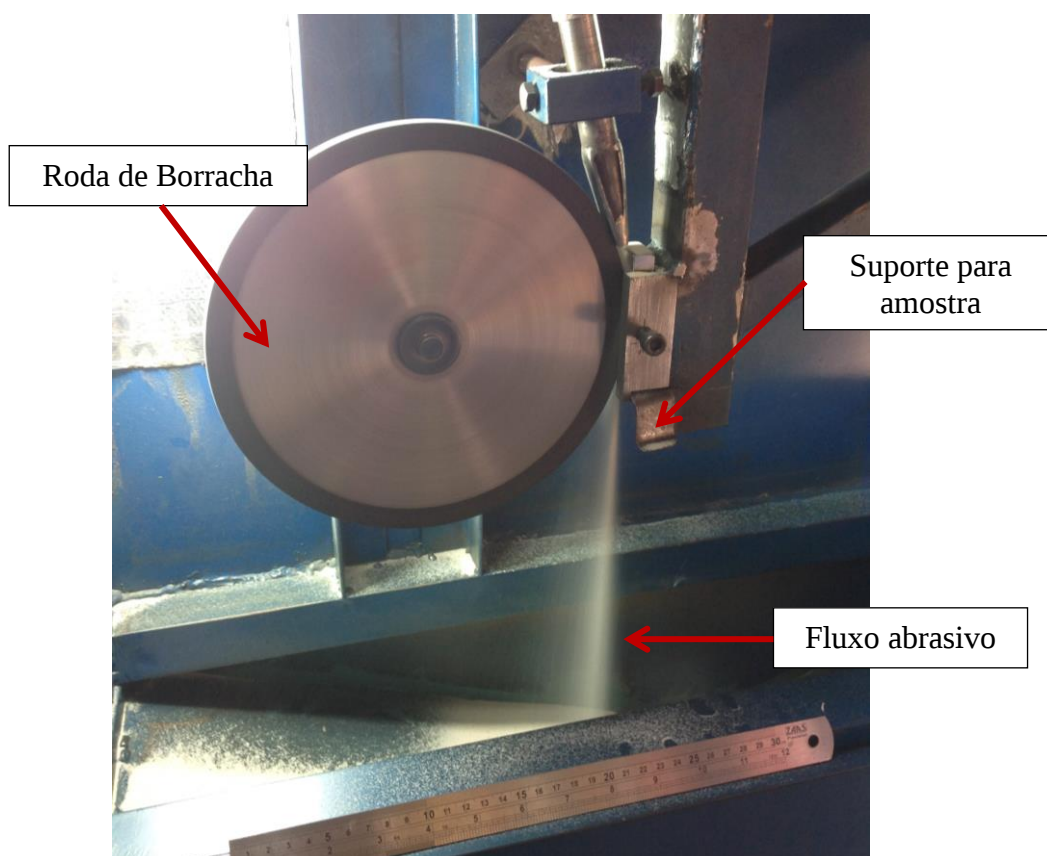
6.2.3 Ensaio de abrasão

Para o estudo e análise do desgaste, o equipamento utilizado é o abrasômetro tipo roda de borracha. O ensaio foi realizado em três corpos de provas de cada liga proposta, tanto as ligas tratadas termicamente quanto as ligas sem tratamentos térmicos. O abrasômetro utilizado no ensaio pertence ao Senai-CETEF Centro

Tecnológico de Fundição e foi construído conforme a norma ASTM G65, apresentado na figura 25.

As peças foram lavadas em banho ultrassônico com o uso de álcool etílico. Após limpeza, as peças foram secas e pesadas em balança analítica e levadas para a máquina de abrasão. O ensaio foi realizado conforme ASTM G65, com uma carga de 130N, aplicada como peso morto contra uma roda revestida com borracha, girando com uma faixa de rotação entre 200 ± 10 rpm por 30 minutos conforme tabela 12. Entre o corpo de prova ensaiado e a roda de borracha, foi inserido um fluxo abrasivo de areia de grão quartzo arredondado 90/100 AFS.

Figura 25 - Abrasômetro tipo roda de borracha.



Fonte: o próprio autor

Tabela 12 - Parâmetros dos ensaios de desgaste

Carga (N)	Duração (min)	Granulometria (mesh)	Velocidade do disco (rpm)	Vazão de areia (g/min)
130	30	90 a 100	200 ± 10	300 a 400

Fonte: o próprio autor

Em seguida, as peças foram novamente lavadas em banho ultrassônico com álcool etílico, secas e pesadas, possibilitando então a determinação da perda de massa.

6.2.4 Espectrometria e Microscopia óptica

As análises químicas foram realizadas por espectrometria óptica. As amostras metalográficas foram obtidas por meio das seguintes etapas de preparação: corte, embutimento, lixamento (lixa de 240, 400, 600 e 1200 mesh) e polimento com diamante em suspensão (6, 3 e 1 μm). A microestrutura foi analisada no microscópio óptico GX51 Olympus. O reagente utilizado foi o Vilella. A técnica para a revelação dos constituintes da microestrutura ocorreu por imersão da amostra no reagente químico por tempo de aproximadamente 10 segundos. Para registro das fotomicrografias foram utilizados os recursos do software *Analysis Docu* instalado no microcomputador, Senai-CETEF Centro Tecnológico de Fundição.

6.2.5 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Para análise de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi utilizada a mesma preparação das amostras da microscopia óptica. Foi utilizado Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Mod. JSM-6510LV-JEOL e microsonda EDS ThermoScientificUltraDry localizados e instalados no laboratório metalográfico do SENAI-CETEF Centro Tecnológico de Fundição.

6.2.6 Difratometria de Raios X

Para verificação dos constituintes presentes nas amostras, foram realizados ensaios de difração de raios X, em equipamento da marca Shimadzu, modelo: XRD-7000 de alvo de cobre ($\lambda=0,154\text{nm}$). Utilizando um modo contínuo com velocidade de 1° por minuto, com ângulo de varredura de 30° a 105° e passo de 0,02°.

6.2.7 Quantificação da fração volumétrica dos carbonetos (FVC).

As amostras foram atacadas com reagente Vilella para obtenção das imagens analisadas por microscopia eletrônica de varredura. O software utilizado para

realizar a quantificação foi o Fiji Is Just Image J. A determinação do FVC foi realizada apenas nas amostras tratadas termicamente.

6.2.8 Medição de dureza e microdureza Vickers

Tais medições de dureza foram realizadas em microdurômetro óptico Wolpert nº62279 e Shimadzu nº122514 localizados nas instalações do SENAI/CETEF conforme ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008. Com uma ampliação de 400X e atacadas com Vilella, foram realizadas dez impressões em três amostras de cada liga nas condições tratadas e sem tratamento, utilizando-se um penetrador piramidal de diamante de base quadrada com carga de 10.000g, com uma força de 98,040 N, em um tempo de 20s a uma temperatura de 22,7°C.

Os ensaios de microdureza, a fim de determinar a dureza de microconstituintes individuais da estrutura, foram realizados no microdurômetro da marca SHIMADZU, localizado no Laboratório de Metalografia de CEFET-MG, utilizando-se um indentador de pirâmide de diamante de base quadrada com carga de 50g aplicada por 15 segundos tanto para a matriz quanto para os carbonetos e conforme a norma ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008. Foram executadas vinte impressões em cada microconstituente, em três amostras de cada liga nas duas condições.

6.3 Análise estatística

Neste trabalho foi utilizado o programa Microsoft Excel para análise dos dados e tratamento estatístico, os métodos utilizados foram o teste t bicaudal quando se deseja comparar apenas duas populações e o método ANOVA – Fator único para comparação de mais de duas populações.

O teste t pode ser usado sempre que se deseja comparar as médias de duas populações, porém, quando as médias resultam de amostras obtidas em mais de duas populações, o teste t se torna ineficiente e surge à necessidade de se utilizar outras técnicas, um exemplo é o método de análise de variância também conhecido como ANOVA (DEVORE, 2010).

Segundo Devore (2010), para utilização do teste t, rejeita-se a hipótese nula H_0 de que as médias são iguais ($H_0: \mu_1 = \mu_2$) para $p < \alpha$ sendo $\alpha = 0,05$, ou seja, para $p < 0,05$, aceita-se a hipótese de que existe diferença estatisticamente significativa entre as médias analisadas. Para a análise de variância ANOVA – Fator único, rejeita-se a hipótese nula H_0 para $p < \alpha$ sendo $\alpha = 0,05$ e $F > F_{\text{crítico}}$, indicando que existe diferença estatisticamente significativa em pelo menos um par de médias analisadas. Ambos os métodos foram realizados com nível de confiança de 95% e nível de significância (α) = 5%.

7. RESULTADOS E DISCUSSÃO

7.1 Incorporação do Fe-Nb

Conforme relatado no procedimento de fusão da Liga Base e apresentado no Apêndice A, foram incorporados ao banho alguns elementos de liga. A tabela 13 relaciona a adição de Fe-Nb na Liga Base, na qual podem-se verificar as massas adicionadas, os percentuais de nióbio e o seu rendimento de incorporação, mantendo a temperatura do banho em $1550^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$, com o cadinho de capacidade de 110 kg de ferro fundido.

Tabela 13 - Adição de Fe-Nb na Liga Base.

Adição no banho metálico	Banho metálico (kg)	%Nb do banho metálico	Adição Fe-Nb (g)	Rendimento 100%	$\Delta\%$ Nb Obtido	Rendimento (%)
Fe-Nb	109,01	0,022	990	0,606	0,547	90,2

Fonte: o próprio autor

O rendimento de dissolução de 90,2% obtido foi semelhante ao relatado por Silva (2019), que obteve uma eficiência na incorporação do nióbio ao FFAC com granulometria média de $21,5 \mu\text{m}$, em temperaturas de $1550^{\circ}\text{C} \pm 50^{\circ}\text{C}$, de aproximadamente 90% após um tempo de permanência de 15 minutos.

Ainda assim, Melo (2018) obteve taxas superiores a 90% com intervalos de dissolução de 10 minutos ao adicionar Fe-Nb com granulometria média de 19 micrometros em temperaturas de $1550^{\circ}\text{C} \pm 50^{\circ}\text{C}$ e superiores aos de Cruz, Ferreira Neto e Silva (1999) que trabalharam com granulometrias de Fe-Nb $<10\text{mm}$, confirmando-se assim que a redução da granulometria do Fe-Nb e aumento da temperatura do banho contribuem para uma melhor dissolução.

7.2 Análise química

As análises químicas das amostras foram realizadas por espectrometria óptica nas pastilhas retiradas das fusões, como já mencionado anteriormente, foram comparadas as análises químicas desejadas com as obtidas, conforme tabela 14.

Tabela 14 - Composições químicas desejadas x obtida (%) em peso.

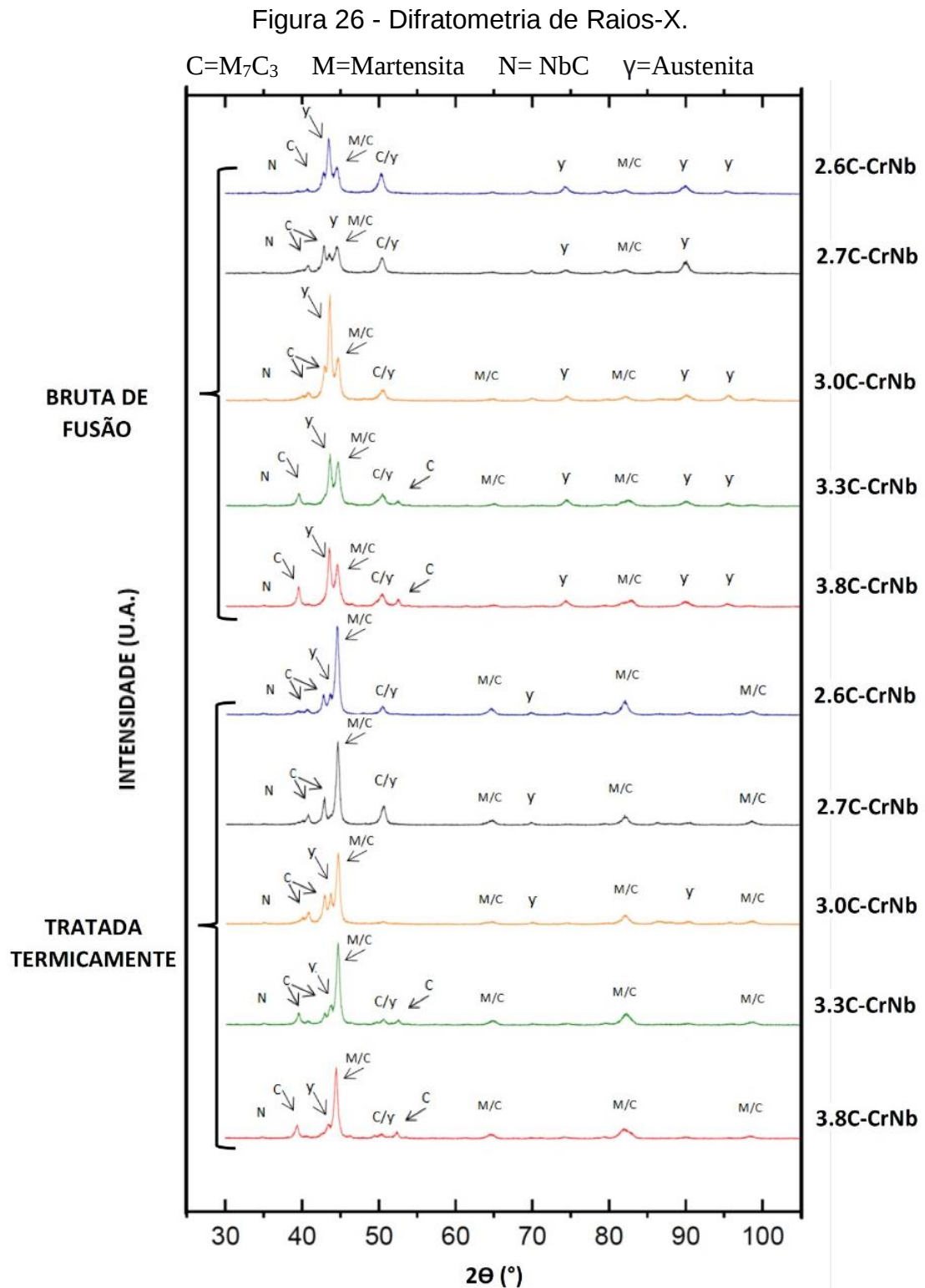
Composições químicas desejadas										
Liga	Cromo	Carbono	Nióbio	Manganês máx	Silício máx	Níquel máx	Molibdênio máx	Cobre máx	Fósforo máx	Enxofre máx
Liga 01	25	2,60	0,50 a 0,55	2,0	1,5	2,5	3,0	1,2	0,10	0,06
Liga 02	25	2,80	0,50 a 0,55	2,0	1,5	2,5	3,0	1,2	0,10	0,06
Liga 03	25	2,90	0,50 a 0,55	2,0	1,5	2,5	3,0	1,2	0,10	0,06
Liga 04	25	3,00	0,50 a 0,55	2,0	1,5	2,5	3,0	1,2	0,10	0,06
Liga 05	25	3,20	0,50 a 0,55	2,0	1,5	2,5	3,0	1,2	0,10	0,06
Composições químicas obtidas										
Liga	Cromo	Carbono	Nióbio	Manganês	Silício	Níquel	Molibdênio	Cobre	Fósforo	Enxofre
2.6C-CrNb	25,168	2,565	0,542	1,101	0,459	0,553	ND	0,032	0,028	0,010
2.7C-CrNb	24,919	2,723	0,520	1,075	0,462	0,497	ND	0,031	0,024	0,008
3.0C-CrNb	25,368	3,094	0,530	1,125	0,471	0,535	ND	0,031	0,025	0,009
3.3C-CrNb	25,453	3,360	0,539	1,135	0,475	0,537	ND	0,031	0,023	0,009
3.8C-CrNb	24,867	3,821	0,542	1,197	0,488	0,531	ND	0,031	0,024	0,009

Fonte: o próprio autor.

Houve um aumento no percentual de carbono, uma vez que o rendimento do carburante foi maior do que o calculado, entretanto, os resultados foram favoráveis devido ao objetivo de obter ligas nas condições hipoeutética, eutética e hipereutética serem alcançados. Lembrando que as ligas foram referenciadas no FFAC conforme ASTM A 532 CLASSE III tipo A, com 2-3,3%C e 23-30%Cr, entretanto optou-se em colocar uma delas com um teor maior de carbono, saindo da faixa estabelecida na norma, tal decisão foi para mais uma avaliação do comportamento na liga hipereutética.

7.3 Análise estrutural – Difração de raios X.

As difratometrias de raios X apresentadas na figura 26 exibem as condições brutas de fusão e tratadas termicamente.



Fonte: o próprio autor.

Não houve incidência de picos referentes a carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ nas estruturas. Os picos apresentados são semelhantes aqueles encontrados no trabalhos de outros autores (FARIA et al., 2020; IBRAHIM; EL-HADAD; MOURAD, 2017; MELO et al., 2020; SILVA et al., 2020).

Verifica-se que os picos apresentam intensidades diferentes entre as ligas bruta de fusão e as ligas tratadas termicamente. Foram notadas as presenças de quatro microconstituintes nas análises, a austenita (γ), carbonetos de cromo M_7C_3 (C), carbonetos de nióbio (NbC) e a martensita (M). Dogan et al. (1997), afirma que normalmente as ligas 26Cr são compostas por uma matriz austenítica e carbonetos M_7C_3 , com uma camada de martensita envolvendo os carbonetos.

Pode ser verificado em todas as ligas brutas de fusão uma matriz predominantemente austenítica (picos $43,5^\circ$, $74,5^\circ$ e 91°), carbonetos do tipo M_7C_3 (picos 39° , 43° , $44,5^\circ$, 51° e $82,5^\circ$), e NbC (pico 35°), podendo conter a presença de pequenas quantidades de martensita (picos $44,5^\circ$ e $82,5^\circ$), conforme trabalho de (DOĞAN; HAWK; LAIRD, 1997). Analisando o pico de austenita da liga 3.0C-CrNb, percebe-se o mais alto pico na condição bruta de fusão.

Após o tratamento térmico nas ligas, houve aumento significativo dos picos de martensita ($44,5^\circ$, 65° e $82,5^\circ$) e redução dos picos de austenita ($43,5^\circ$, $74,5^\circ$ e 91°) resultando em matriz predominantemente martensítica. Não houve alteração nos picos equivalentes aos carbonetos M_7C_3 e NbC.

Verificam-se picos de austenita e carbonetos M_7C_3 coincidentes nos ângulos de $44,5^\circ$ e 51° , que logo após o tratamento térmico tiveram uma redução de sua intensidade, todavia, podem indicar além da presença dos carbonetos, uma fração de austenita retida nas amostras após o tratamento térmico (HIGUERA-COBOS; DUMITRU; MESA-GRAJALES, 2016).

Os carbonetos de cromo M_7C_3 foram identificados em todas as amostras, os picos referentes a esta fase podem ser identificadas nas posições 39° , 43° , $44,5^\circ$, 51° e $82,5^\circ$, semelhantes aos obtidos por Higuera-Cobos; Dumitru; Mesa-Grajales (2016), Ibrahim; El-Hadad; Mourad (2017), Melo (2018), Pacheco (2018), Silva (2019).

Os picos 44,5°, 51°, 65° e 81° indicam uma coincidência de picos em relação à austenita e carbonetos de cromo M_7C_3 , que após o tratamento térmico tiveram considerável redução de sua intensidade (HIGUERA-COBOS; DUMITRU; MESA-GRAJALES, 2016).

O carboneto de nióbio foi identificado na posição de ângulo de 35°, tanto na liga bruta de fusão, quanto após os tratamentos térmicos, indicando que a adição de nióbio formou carbonetos NbC e que estes não são alterados pelo tratamento térmico.

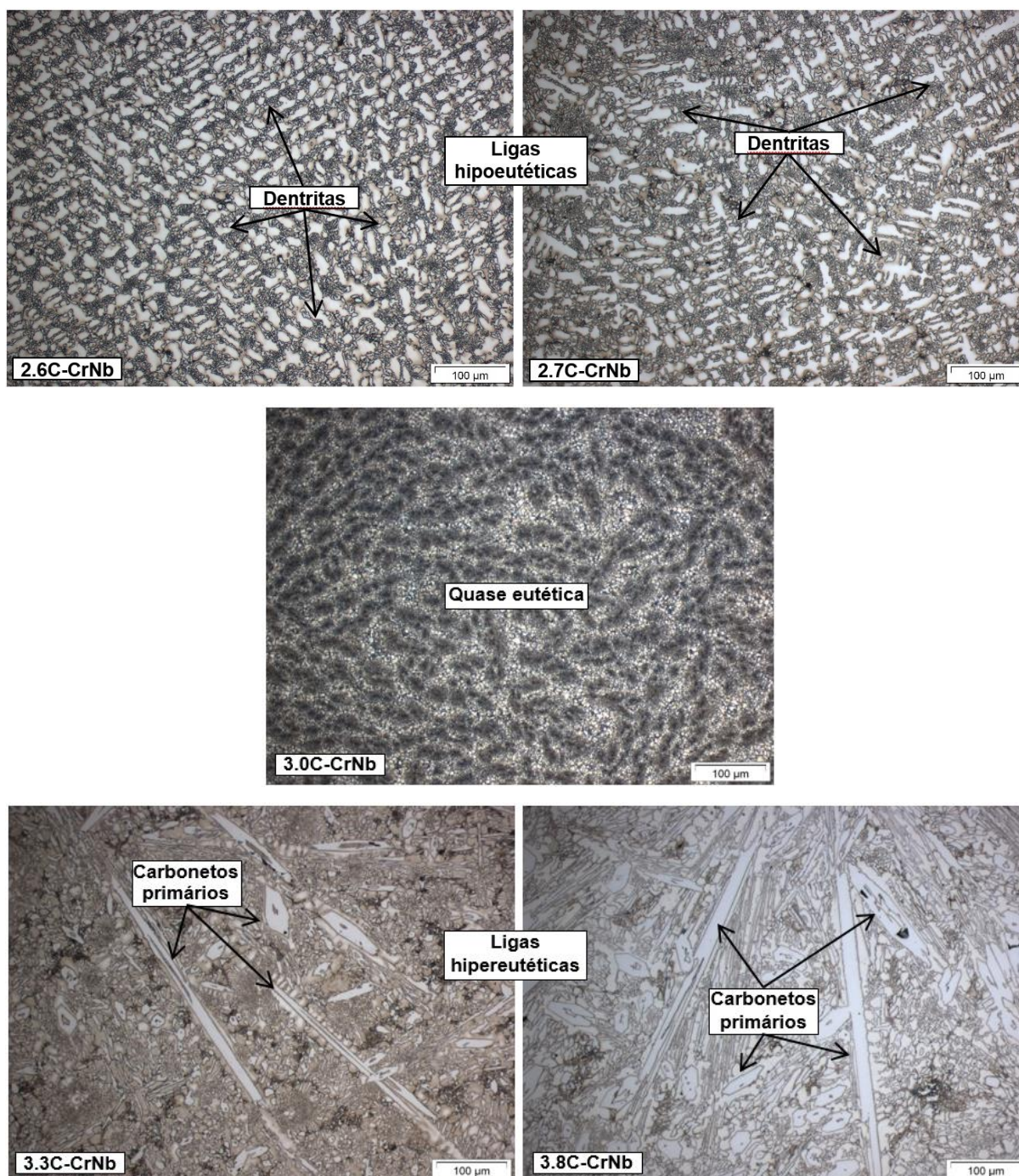
Conclui-se, portanto, que as amostras brutas de fusão apresentam matriz predominante de austenita e carbonetos do tipo M_7C_3 , podendo conter a presença de pequenas quantidades de martensita. Após o tratamento térmico, a matriz predominante é a martensita com carbonetos M_7C_3 com austenita residual e carbonetos secundários do tipo M_7C_3 . Nas ligas, além dos constituintes citados foram encontrados picos dos carbonetos NbC nas ligas brutas de fusão e tratadas termicamente.

7.4 Análise microestrutural

7.4.1 Amostras sem tratamentos térmicos

As ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb sem tratamentos térmicos resultaram em microestruturas diferentes e são apresentadas na figura 27. Pode-se perceber claramente a alteração das microestruturas entre as ligas hipoeutéticas (2.6C-CrNb e 2.7C-CrNb), quase-eutética (3.3C-CrNb) e hipereutéticas (3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb). Nas ligas 2.6C-CrNb e 2.7C-CrNb é possível observar a presença de dendritas de austenita proeutética, na liga quase-eutética 3.3C-CrNb a microestrutura é mais refinada e homogênea, sem a presença de dendritas de austenita ou grandes carbonetos primários e nas ligas 3.3-CrNb e 3.8C-CrNb ocorreu o aparecimento de grandes carbonetos primários.

Figura 27 - Microestruturas das amostras brutas de fusão.



Fonte: o próprio autor.

As microestruturas das ligas brutas de fusão são exibidas na figura 28 com uma maior ampliação. As ligas 2.6C-CrNb e 2.7C-CrNb retratam uma microestrutura hipoeutética, bem semelhantes, porém a liga 2.7C-CrNb com um maior número de carbonetos eutéticos, de modo geral, formada por dendritas de austenita proeutética e eutético formado por austenita e carbonetos na forma de bastonetes (Rods-type) e lâminas (Blade-type) identificados respectivamente pelos números 1 e 2.

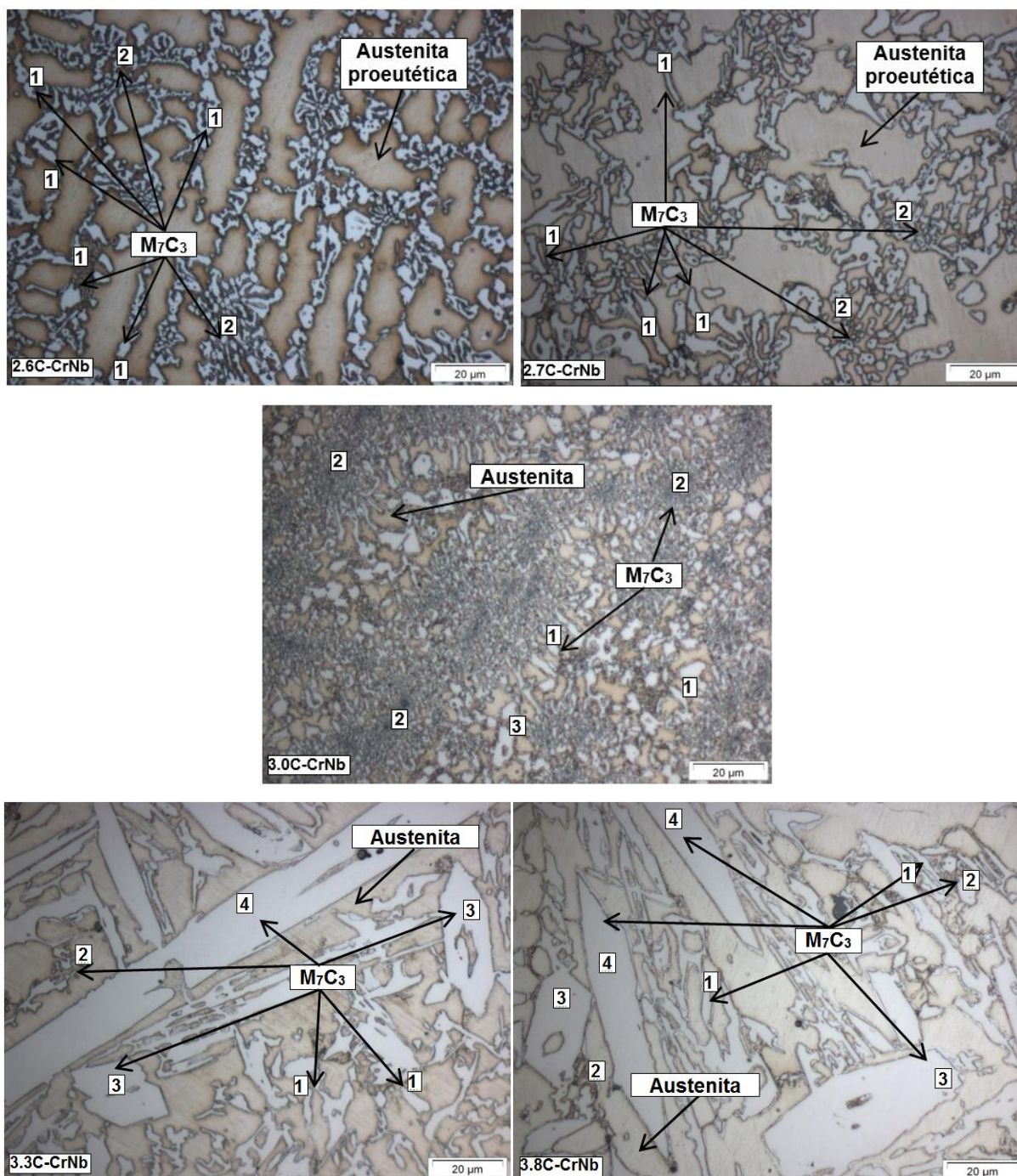
As micrografias exibem os carbonetos eutéticos M_7C_3 nas ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb. A morfologia destes carbonetos depende da quantidade de austenita formada no início da solidificação. Após a solidificação da austenita, se o volume residual da mesma é pequeno, os carbonetos têm uma tendência de formar agregados interdendríticos resultando em uma morfologia de perfil de lâmina. Quando se tem após a solidificação uma grande fração de dendritas de austenita, estas dendritas se tornam barreiras para a formação dos carbonetos e eles se formam com perfil de bastonetes, conforme trabalho de Doğan, Hawk e Laird, (1997).

A adição de carbono e seu respectivo aumento provocou alteração na microestrutura hipoeutética para quase-eutética (liga 3.0C-CrNb), resultando em uma microestrutura composta por austenita (γ) com carbonetos tipo *Rods-type* e - *Blade-type* (DOĞAN; HAWK; LAIRD, 1997), e presença de alguns carbonetos primários hexagonais identificados pelo número 3.

Após maior adição do elemento carbono, as ligas 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb resultaram em microestrutura hipereutética, porém a liga 3.8C-CrNb com um maior número de carbonetos, visto que as microestruturas apresentam carbonetos primários com perfis hexagonais identificados pelo número 3, em placas (*plate carbides*) identificadas pelo número 4 e carbonetos eutéticos na forma de bastonetes (número 1) e forma laminar (número 2), conforme trabalho de (DOĞAN; HAWK; LAIRD, 1997).

Nas duas primeiras ligas, 2.6C-CrNb e 2.7C-CrNb sem tratamentos térmicos não foram encontrados carbonetos primários do tipo M_7C_3 , já nas três últimas ligas 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb bruta de fusão foram encontrados carbonetos primários que, de acordo com Maratray (1971, apud SANTOS, 2009), apresentam-se como grandes carbonetos e de perfis hexagonais. Os carbonetos formados nas ligas 2.6C-CrNb e 2.7C-CrNb durante a solidificação são carbonetos eutéticos.

Figura 28 - Microestruturas das amostras brutas de fusão.



Austenita (γ); Carbonetos eutéticos M_7C_3 com morfologia de bastonetes (*Rods-type*) (1) e lâminas (*Blade-type*) (2); carbonetos primários M_7C_3 com morfologia hexagonais (3) e em placas (4).

Fonte: o próprio autor.

7.4.2 Amostras com tratamentos térmicos

As microestruturas das amostras tratadas termicamente são exibidas nas figuras 29 e 30. Pode-se verificar que a morfologia dos carbonetos eutéticos M_7C_3 não se

alterou com o tratamento térmico, apresentando-se na forma bastonetes (*Rods-type*) e lâminas (*Blade-type*) identificados respectivamente pelos números 1 e 2, os carbonetos primários hexagonais e placas de carbonetos primários, indicados pelo número 3 e 4, respectivamente.

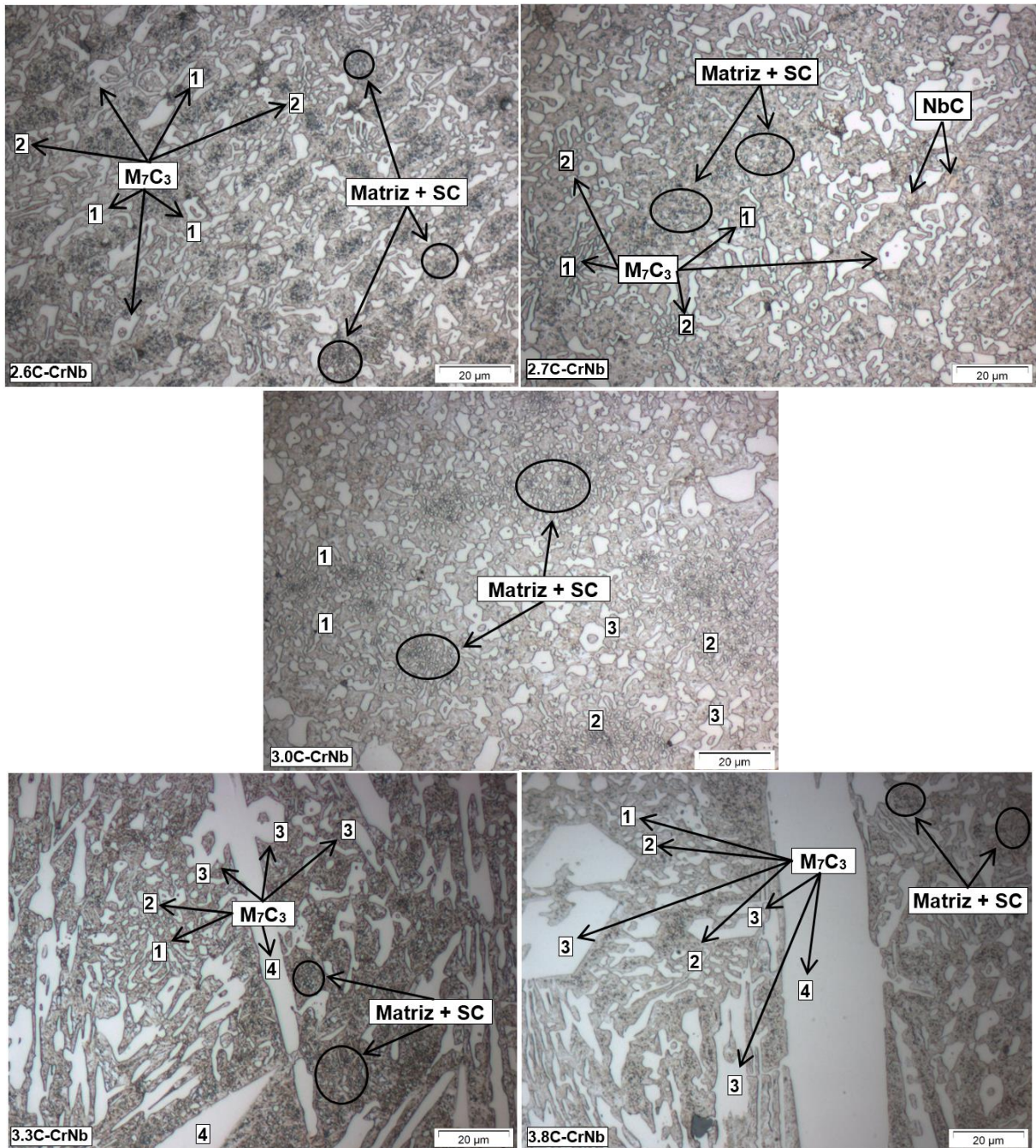
As microestruturas apresentadas são semelhantes às encontradas por Ortega-Cubillos et al.(2015), após o tratamento térmico, as ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb, onde o teor de cromo é em média 25% e o carbono entre 2,56 a 3,82%, como já mencionado na tabela 15, os carbonetos eutéticos se encontram dispersos na matriz predominantemente martensítica assim como os carbonetos secundários (SC).

Os carbonetos M_7C_3 primários não apareceram nas ligas 2.6C-CrNb e 2.7C-CrNb, no entanto, nas ligas 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb perceberam a presença e o aumento gradativo em relação ao aumento do teor de carbono. Na figura 29 os carbonetos se apresentaram em coloração branca e a matriz em coloração escura.

O tratamento térmico de desestabilização promoveu a formação de carbonetos secundários e o resfriamento ao ar forçado provocou a transformação da matriz em martensítica. O sucesso de um tratamento térmico de um FFAC pode ser definido pela obtenção dos objetivos: martensita com alta dureza, baixa porcentagem de austenita retida e ausência de perlita (ALBERTIN et al., 2011).

Três morfologias distintas foram observadas para os carbonetos secundários: hastes discretas (*discrete rods*), identificadas como o número 5, formas em placas (*plate-like shapes*), identificadas como 6, e partículas semelhantes a hastes (*rod-like particles*) identificados pelo número 7, tais morfologias foram encontradas no estudo de Powell e Laird (1992) e Melo et al. (2020) para carbonetos secundários do tipo M_7C_3 . A morfologia encontrada e difratometria de raios X descartam a hipótese da presença de carbonetos secundários do tipo M_3C e $M_{23}C_6$.

Figura 29 - Microestruturas das amostras tratadas termicamente



Carbonetos eutéticos M_7C_3 com morfologia de bastonetes (*Rods-type*) (1) e lâminas (*Blade-type*) (2); carbonetos primários M_7C_3 com morfologia hexagonais (3) e em placas (4) e carbonetos secundários (SC)

Fonte: o próprio autor.

A morfologia dos carbonetos M_7C_3 , primários, eutéticos e secundários, a presença de uma matriz martensita e a presença dos carbonetos NbC é apresentada pela figura 30 através da microscopia eletrônica de varredura (MEV), referentes às ligas

2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb com tratamento térmico, respectivamente.

Figura 30 - Microestruturas das amostras tratadas termicamente – MEV

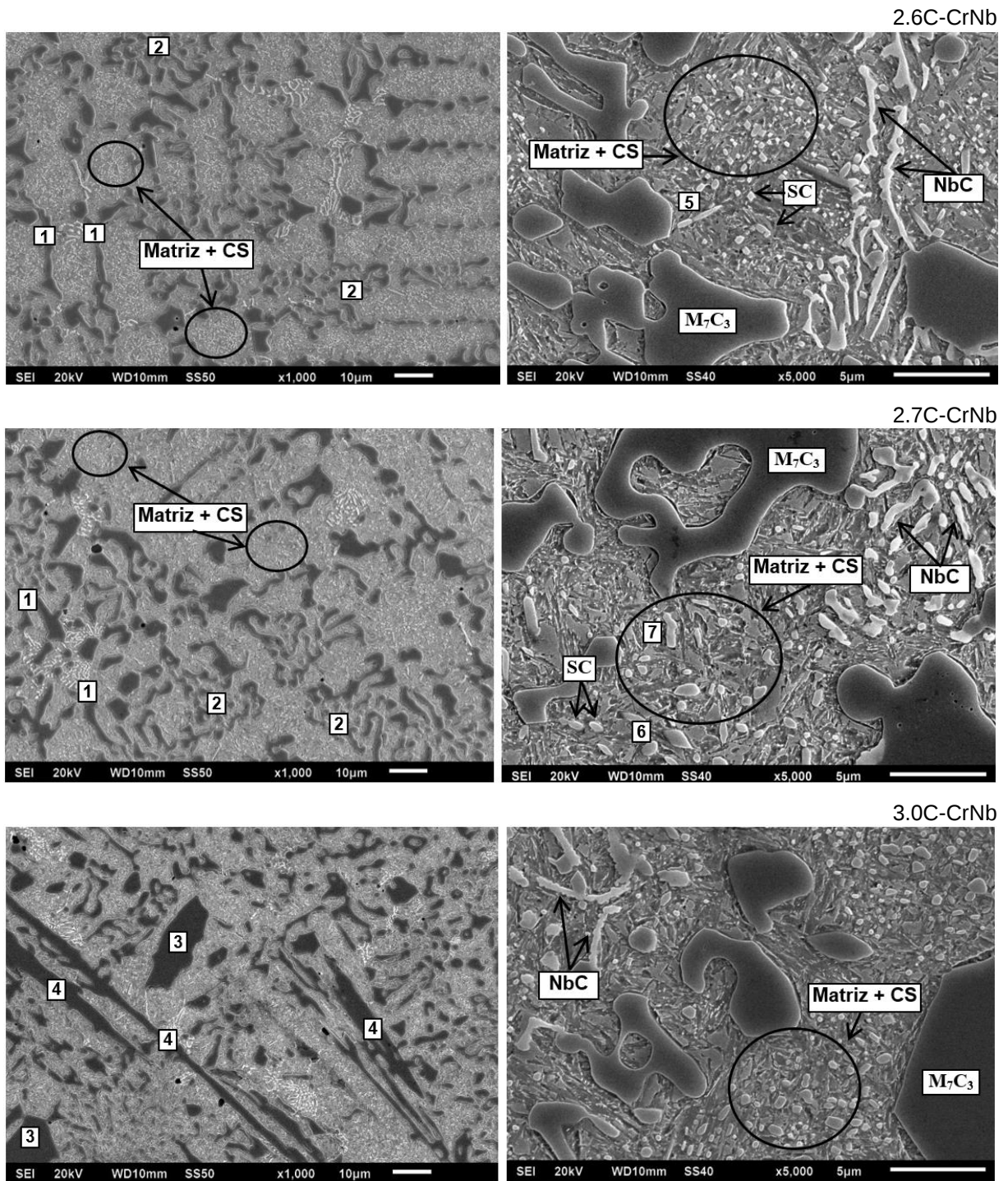
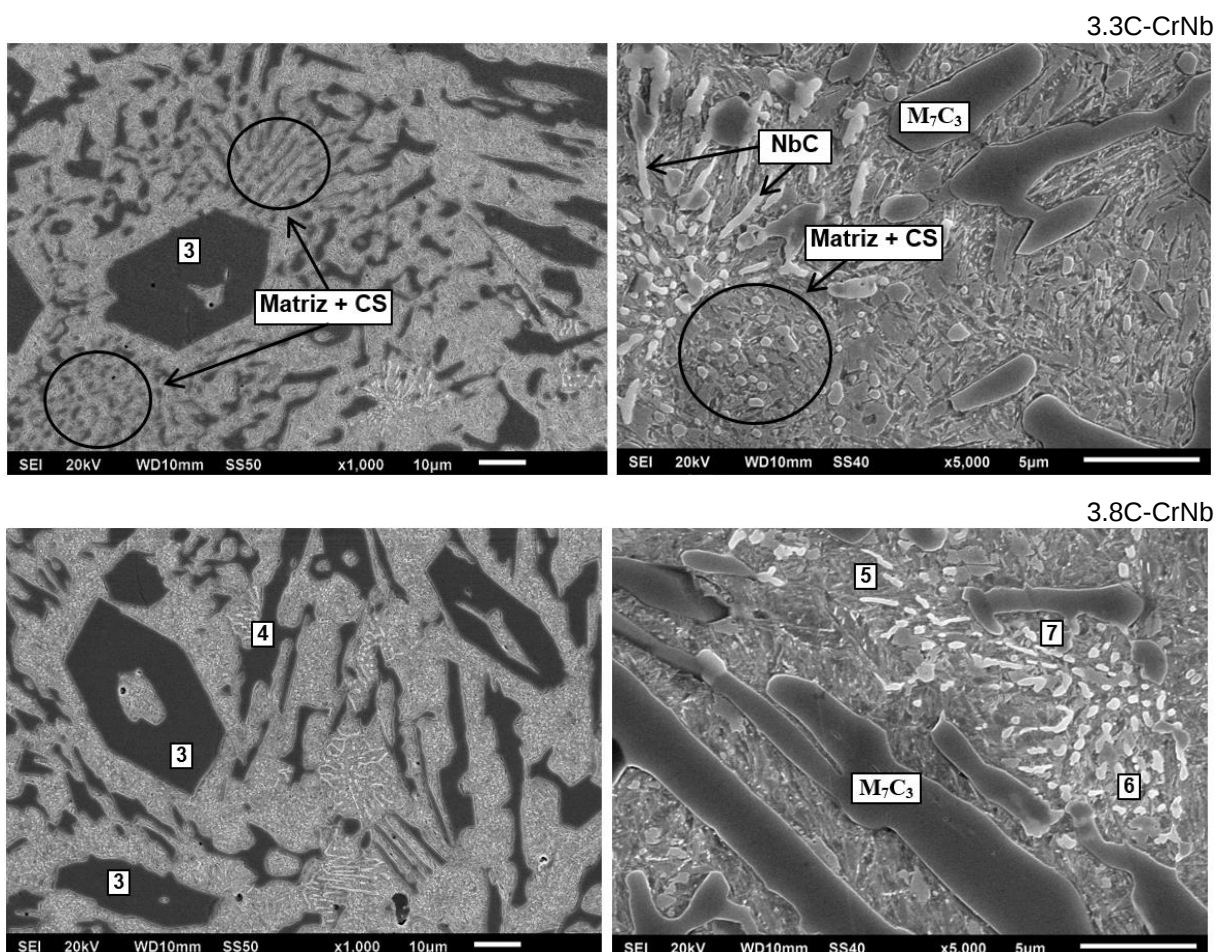


Figura 30 - Microestruturas das amostras tratadas termicamente – MEV
(continuação)



Carbonetos eutéticos M_7C_3 com morfologia de bastonetes (*Rods-type*) (1) e lâminas (*Blade-type*) (2); carbonetos primários M_7C_3 com morfologia hexagonais (3) e em placas (4). Carbonetos secundários (SC) morfologia de: hastes discretas (*discrete rods*) (5), placas (*plate-like shapes*) (6) e partículas semelhantes a hastes (*rod-like particles*) (7).

Fonte: o próprio autor.

Os carbonetos primários surgiram a partir da liga 3.0C-CrNb, liga no qual, apresenta-se com 3,094% de carbono e 25,368% de cromo, como já mencionado anteriormente. No entanto, a liga 3.8C-CrNb apresenta o maior número de carbonetos primários hexagonais identificados pelo número 3 e placas de carbonetos primários pelo número 4.

7.5 Mapeamentos Químicos e Microscopia Eletrônica de Varredura

Foram realizadas microscopias eletrônicas de varredura nas amostras sem tratamento térmico (brutas de fusão) e com tratamento térmico, e também o

Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS) acoplado ao equipamento que permite a caracterização química semiquantitativa dos constituintes presentes.

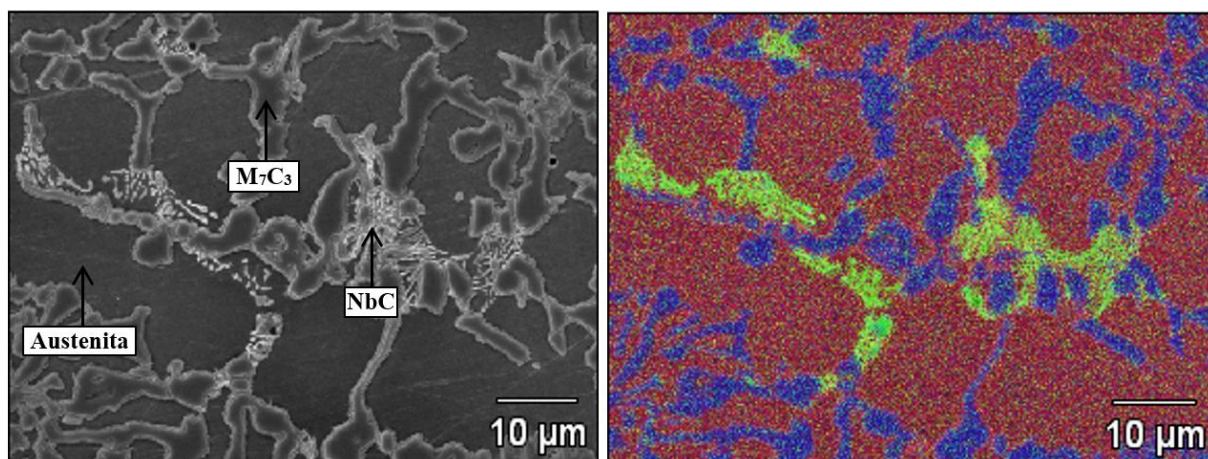
7.5.1 Amostras sem tratamentos térmicos

Os mapeamentos químicos e as microscopias eletrônicas de varredura foram realizados nas superfícies das amostras referentes às ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb, respectivamente e são apresentados nas figuras 31, 32, 33, 34 e 35. Os mapeamentos químicos realizados por microsonda EDS têm como objetivo verificar a concentração de elementos ao longo do plano analisado, possibilitando a identificação de fases e constituintes das ligas, comparando-os com as respectivas microscopias eletrônicas de varredura (MEV). No mapeamento destacou-se a presença de ferro pela cor vermelha, cromo pela cor azul e nióbio pela cor verde, permitindo assim uma análise das regiões ricas em cada um dos elementos e a identificação dos carbonetos NbC, M_7C_3 e matriz.

Nas figuras 31 e 32, comparando-se a fotomicrografia com o MEV das ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb com seus respectivos mapeamentos químicos, observa-se que o ferro se encontra principalmente na matriz, enquanto o cromo majoritariamente nos carbonetos. O nióbio foi encontrado dissolvido tanto na matriz quanto nos carbonetos M_7C_3 e foi possível verificar o aparecimento de carbonetos NbC, identificados nos mapeamentos químicos por grandes regiões de coloração verde. Como relatado por Santos (2009), as ligas hipoeutéticas apresentam no estado fundido dendritas de austenita envolvidas pelo eutético constituído por austenita e carbonetos.

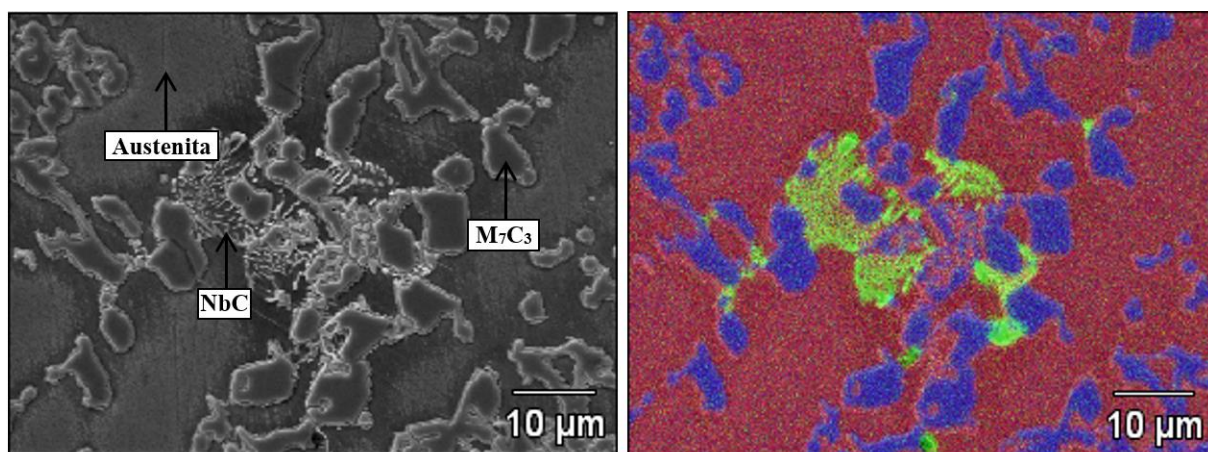
Na figura 33 é apresentado a liga quase-eutética comparando a fotomicrografia do MEV da liga 3.0C-CrNb com seu respectivo mapeamento químico, observa-se também que o ferro se encontra principalmente na matriz, enquanto o cromo majoritariamente nos carbonetos, é notório a presença de alguns carbonetos primários, o nióbio foi encontrado dissolvido tanto na matriz quanto nos carbonetos M_7C_3 e foi possível verificar o aparecimento de grande concentração de carbonetos NbC.

Figura 31 - MEV e mapeamento químico da Liga 2.6C-CrNb - bruta de fusão.



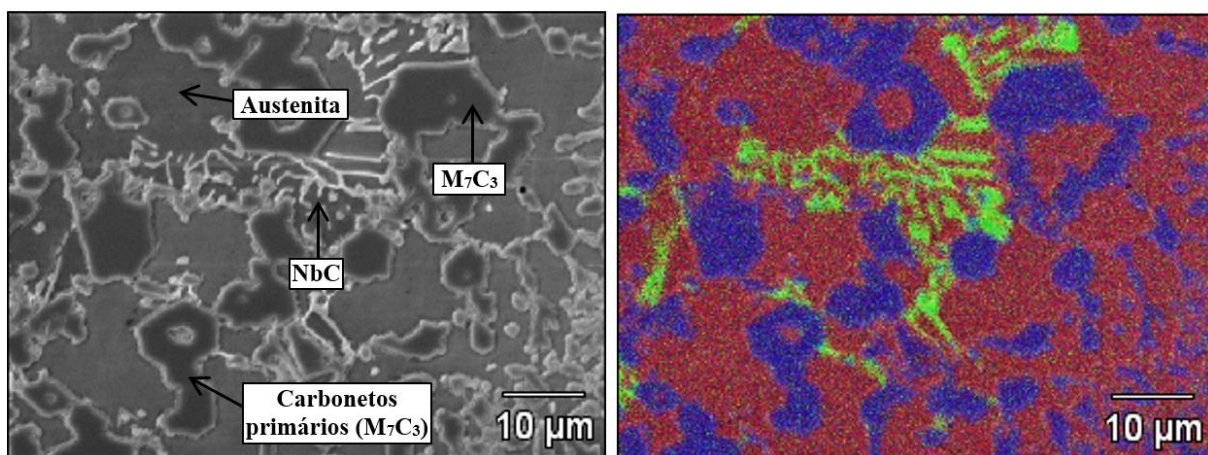
Fonte: o próprio autor.

Figura 32 - MEV e mapeamento químico da Liga 2.7C-CrNb - bruta de fusão.



Fonte: o próprio autor.

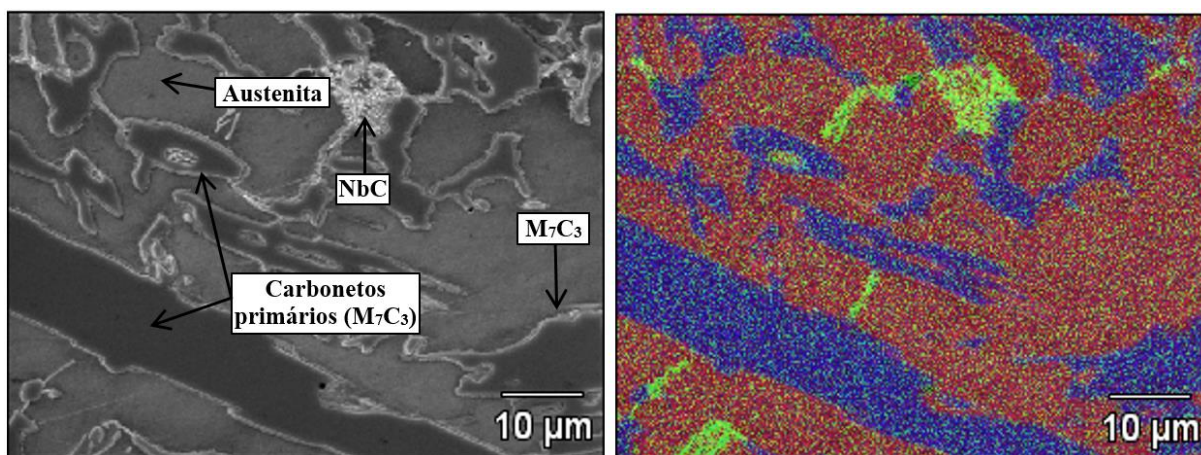
Figura 33 - MEV e mapeamento químico da Liga 3.0C-CrNb - bruta de fusão.



Fonte: o próprio autor.

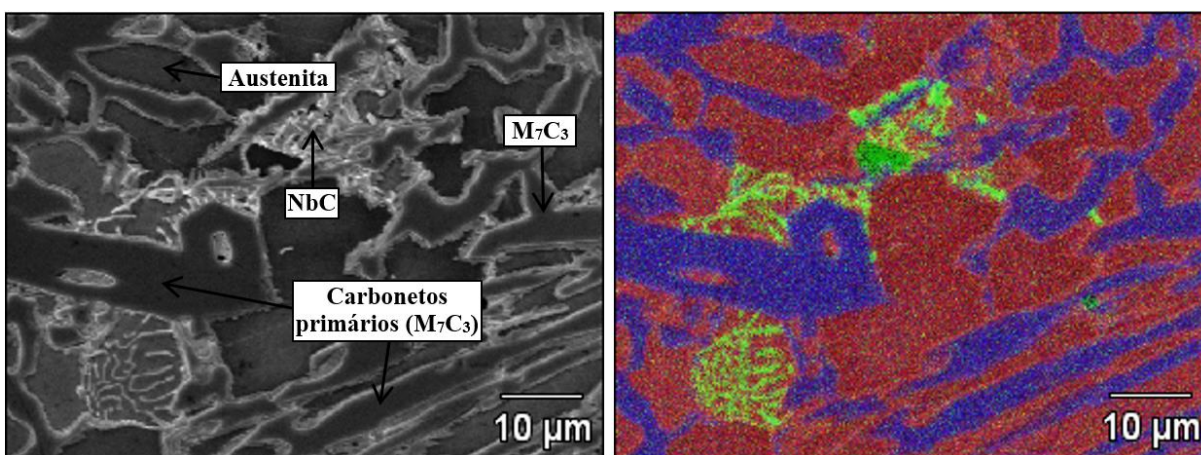
Fazendo-se a mesma analogia, as figuras 34 e 35 apresentam as ligas 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb. Percebe-se nas matrizes maiores concentrações de carbonetos, inclusive o aparecimento de inúmeros carbonetos primários, devido ao aumento do teor de carbono e a obtenção de ligas hipereutéticas. O nióbio foi encontrado dissolvido tanto na matriz quanto nos carbonetos M_7C_3 . Como relatado por Santos (2009), as ligas hipereutéticas apresentam grandes carbonetos primários hexagonais envolvidos pelo eutético. Outros autores constataram, também, que os carbonetos primários aparecem sobre a forma de grandes cristais hexagonais e são envolvidos por uma rede eutética (MARATRAY; USSEGLIO-NANOT, 1971; REGATTIERI, 2006).

Figura 34 - MEV e mapeamento químico da Liga 3.3C-CrNb - bruta de fusão.



Fonte: o próprio autor.

Figura 35 - MEV e mapeamento químico da Liga 3.8C-CrNb - bruta de fusão.



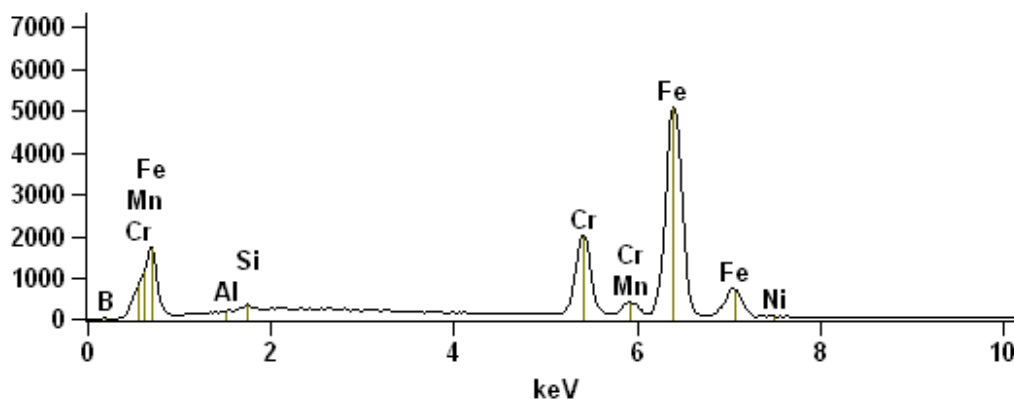
Fonte: o próprio autor.

Os carbonetos NbC encontrados nas ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb mostrados nas figuras 31 a 35 apresentam-se em forma de agulhas, em conformidade com os trabalhos de Ibrahim, El-Hadad e Mourad(2017), Melo et al. (2020) e Penagos et al. (2015), para ligas de FFAC com teores de nióbio semelhantes, sendo: 1,35%Nb, de 0 a 1,0%Nb, 0,6%Nb, respectivamente. Mello, Durand-Charre e Mathia (1986) constataram que os carbonetos de nióbio apresentam-se na forma de eutéticos lamelares para teores de nióbio menores de 3%. Os carbonetos NbC formados se apresentaram de forma aglomerada, no entanto, distribuídos de forma homogênea em toda a microestrutura nas ligas estudadas, indicando que devido à alta temperatura do banho as adições do ferro-nióbio ($1550^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$) resultaram em uma alta cinética de carburação do ferro-nióbio, impossibilitando a formação de carbonetos NbC de forma lenta, o que seria suficiente para que houvesse a separação de regiões ricas em nióbio e que resultassem em microestruturas menores e mais dispersas, em conformidade com o estudo de Silva (2002).

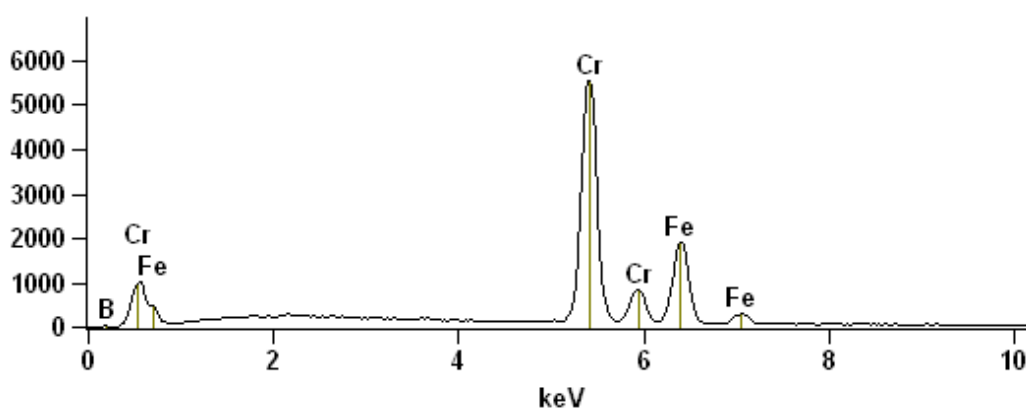
Foram realizadas análises químicas via espectrômetro por dispersão de energia (EDS) em regiões referentes as matrizes, carbonetos de cromo e de Nióbio, assim sendo, as tabelas 15, 16, 17, 18 e 19 e as figuras 36, 37, 38, 39 e 40 apresentam os espectros EDS realizados das ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb respectivamente.

Os espectros EDS nas matrizes analisadas conforme figuras 36 (a), 37 (a), 38 (a), 39 (a) e 40 (a) indicaram predominância de ferro com picos de cromo com menor intensidade. Os espectros indicaram também a presença de manganês e silício nas cinco ligas analisadas, sendo os espectros em questão bastante similares. Em contrapartida, os espectros dos carbonetos M_7C_3 nas cinco ligas apresentaram picos semelhantes, e em conformidade com o mapeamento químico, as figuras 36 (b), 37 (b), 38 (b), 39 (b) e 40 (b) indicam a presença predominante de cromo com alguns picos de menor intensidade de ferro. Os carbonetos NbC apareceram em todas as ligas e são mostrados pelas figuras 36 (c), 37 (c), 38 (c), 39 (c) e 40 (c) referentes às ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb, respectivamente. Os espectros indicaram pequenos picos de outros elementos (boro, alumínio, níquel e oxigênio), podendo esta ocorrência ser oriunda de elementos residuais e pontuais.

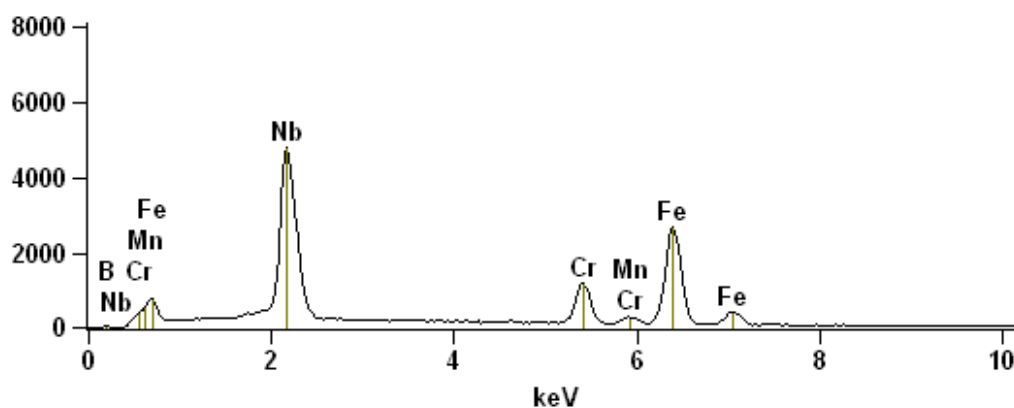
Figura 36 - Espectros EDS da Liga 2.6C-CrNb - bruta de fusão.



(a) matriz



(b) carboneto M_7C_3



(c) Carboneto NbC

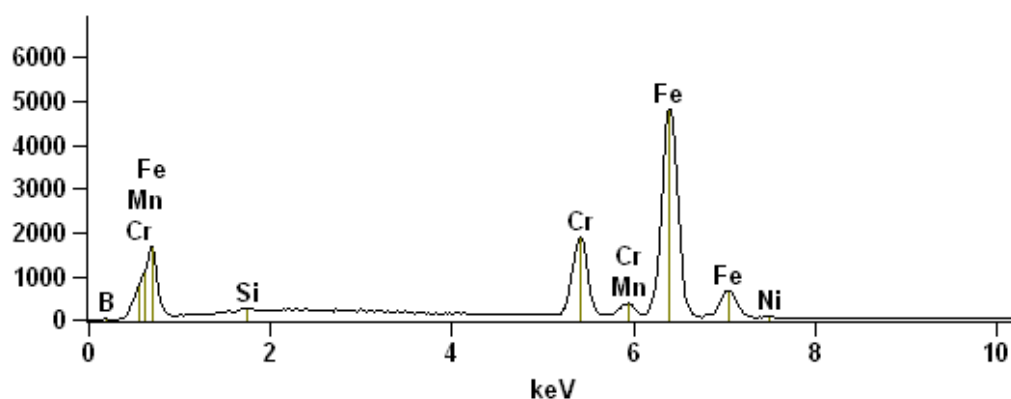
Fonte: o próprio autor.

Tabela 15 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 2.6C-CrNb - bruta de fusão.

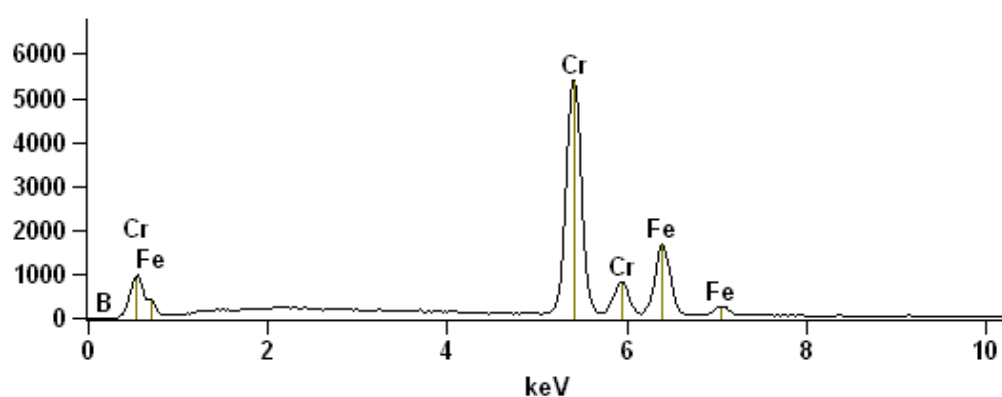
	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
Matriz	0.64	16.81	1.53	80.28	0.60	
Carboneto M_7C_3		64.37		35.40		
Carboneto NbC		11.74	1.06	42.52		44.47

Fonte: o próprio autor.

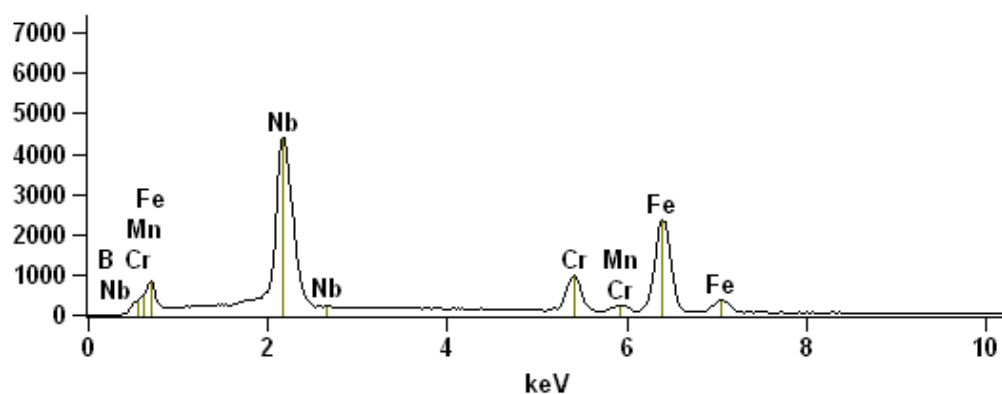
Figura 37 - Espectros EDS da Liga 2.7C-CrNb - bruta de fusão.



(a) matriz



(b) carboneto M_7C_3



(c) Carboneto NbC

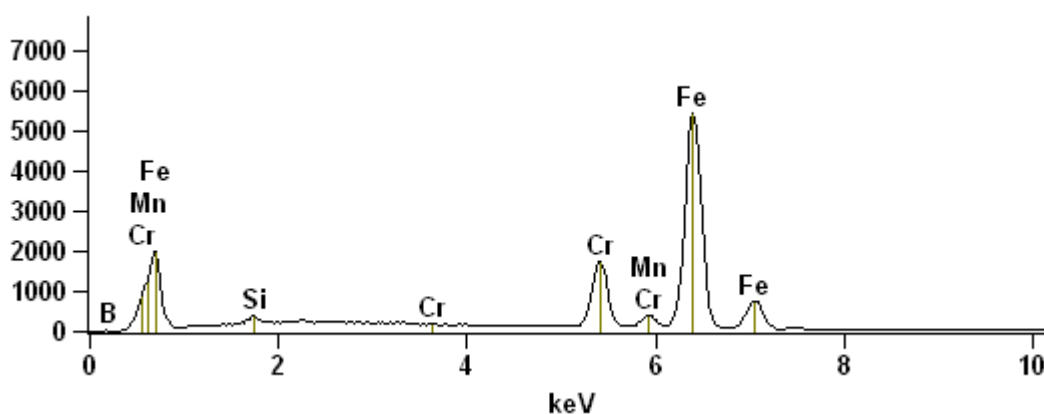
Fonte: o próprio autor.

Tabela 16 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 2.7C-CrNb - bruta de fusão.

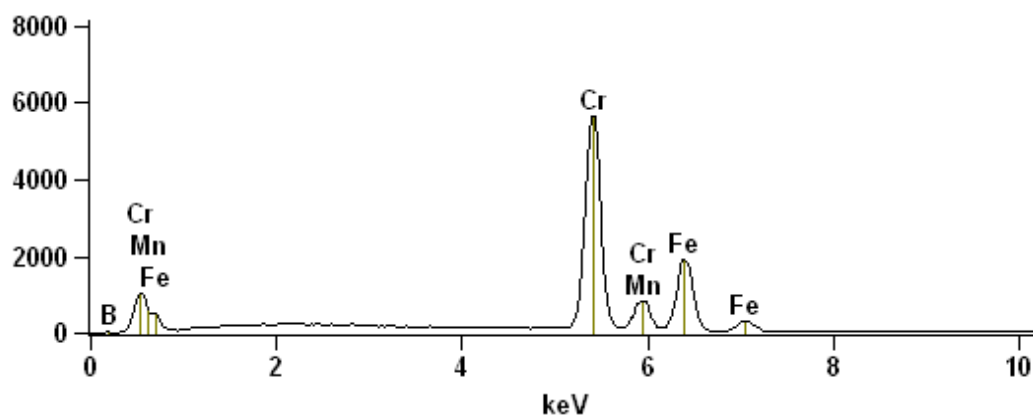
	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
Matriz	0.65	17.04	1.74	79.78	0.75	
Carboneto M_7C_3		67.19		32.78		
Carboneto NbC		10.48	0.77	42.47		46.28

Fonte: o próprio autor.

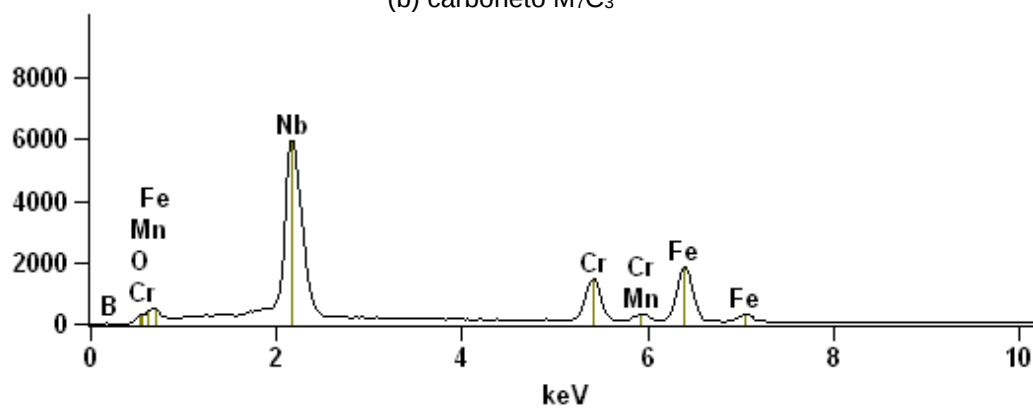
Figura 38 - Espectros EDS da Liga 3.0C-CrNb - bruta de fusão.



(a) matriz



(b) carboneto M_7C_3



(c) Carboneto NbC

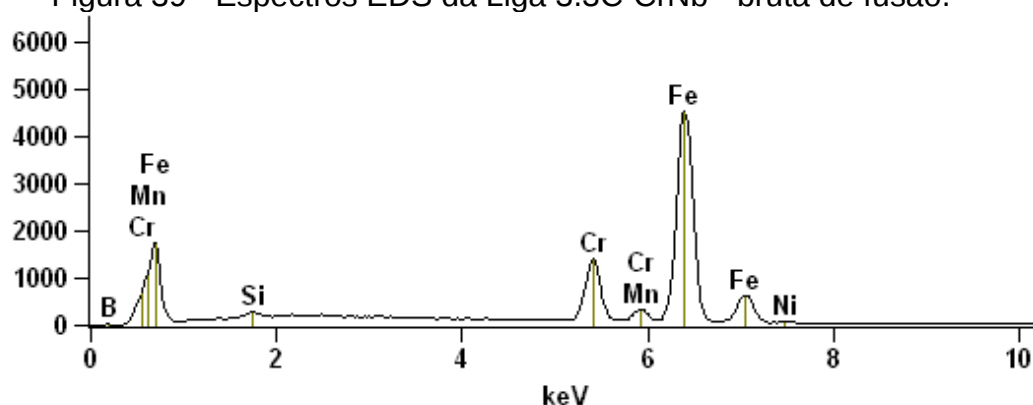
Fonte: o próprio autor.

Tabela 17 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.0C-CrNb - bruta de fusão.

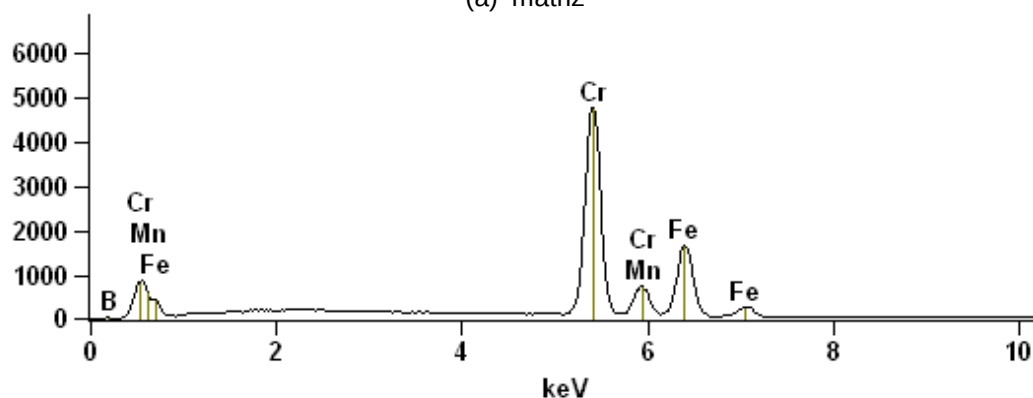
	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
Matriz	0.66	14.26	1.54	83.45		
Carboneto M_7C_3		63.78	1.34	34.85		
Carboneto NbC		15.50	1.05	28.75		54.59

Fonte: o próprio autor.

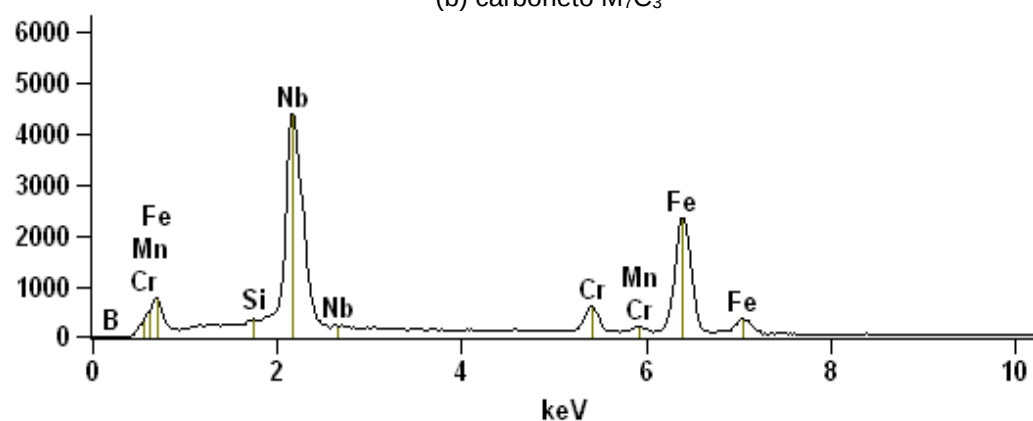
Figura 39 - Espectros EDS da Liga 3.3C-CrNb - bruta de fusão.



(a) matriz



(b) carboneto M_7C_3



(c) Carboneto NbC

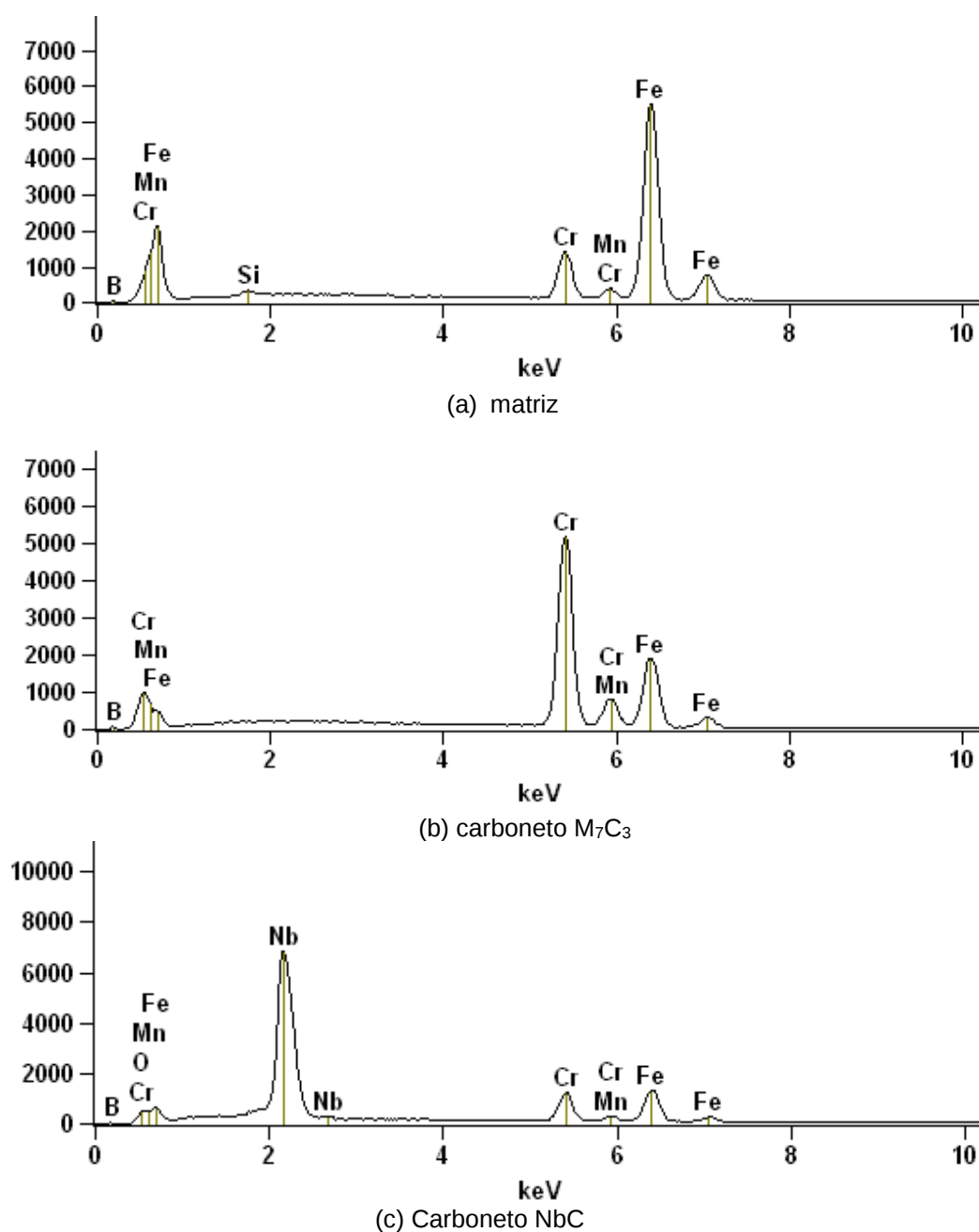
Fonte: o próprio autor.

Tabela 18 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.3C-CrNb - bruta de fusão.

	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
Matriz	0.71	13.25	1.55	83.39	0.79	
Carboneto M_7C_3		62.94	1.19	35.45		
Carboneto NbC	0.59	5.92	0.98	44.33		48.10

Fonte: o próprio autor.

Figura 40 - Espectros EDS da Liga 3.8C-CrNb - bruta de fusão.



Fonte: o próprio autor.

Tabela 19 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.8C-CrNb - bruta de fusão.

	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
Matriz	0.70	11.68	1.80	85.77		
Carboneto M_7C_3		60.58	1.51	37.23		
Carboneto NbC		12.46	0.78	21.31		65.34

Fonte: o próprio autor.

7.5.2 Amostras com tratamentos térmicos

Após o tratamento térmico realizado nas amostras, pode-se verificar que a morfologia dos carbonetos eutéticos M_7C_3 não se alteraram com o tratamento térmico, nota-se uma matriz martensítica (matriz) com os carbonetos secundários (CS). As maiores concentrações de cromo foram encontradas nos carbonetos M_7C_3 de ferro na matriz, já os carbonetos de nióbio (NbC) são semelhantes às ligas sem tratamento térmico, em conformidade com os estudos de Melo (2018) e Silva (2019). A figura 41 apresenta as evidências mencionadas. No mapeamento destacou-se a presença de ferro pela cor vermelha, cromo pela cor azul e nióbio pela cor verde, permitindo assim uma análise das regiões ricas em cada um dos elementos e a identificação dos carbonetos de nióbio, cromo e matriz de ferro.

Figura 41 - MEV e mapeamento químico da Ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb - tratadas termicamente.

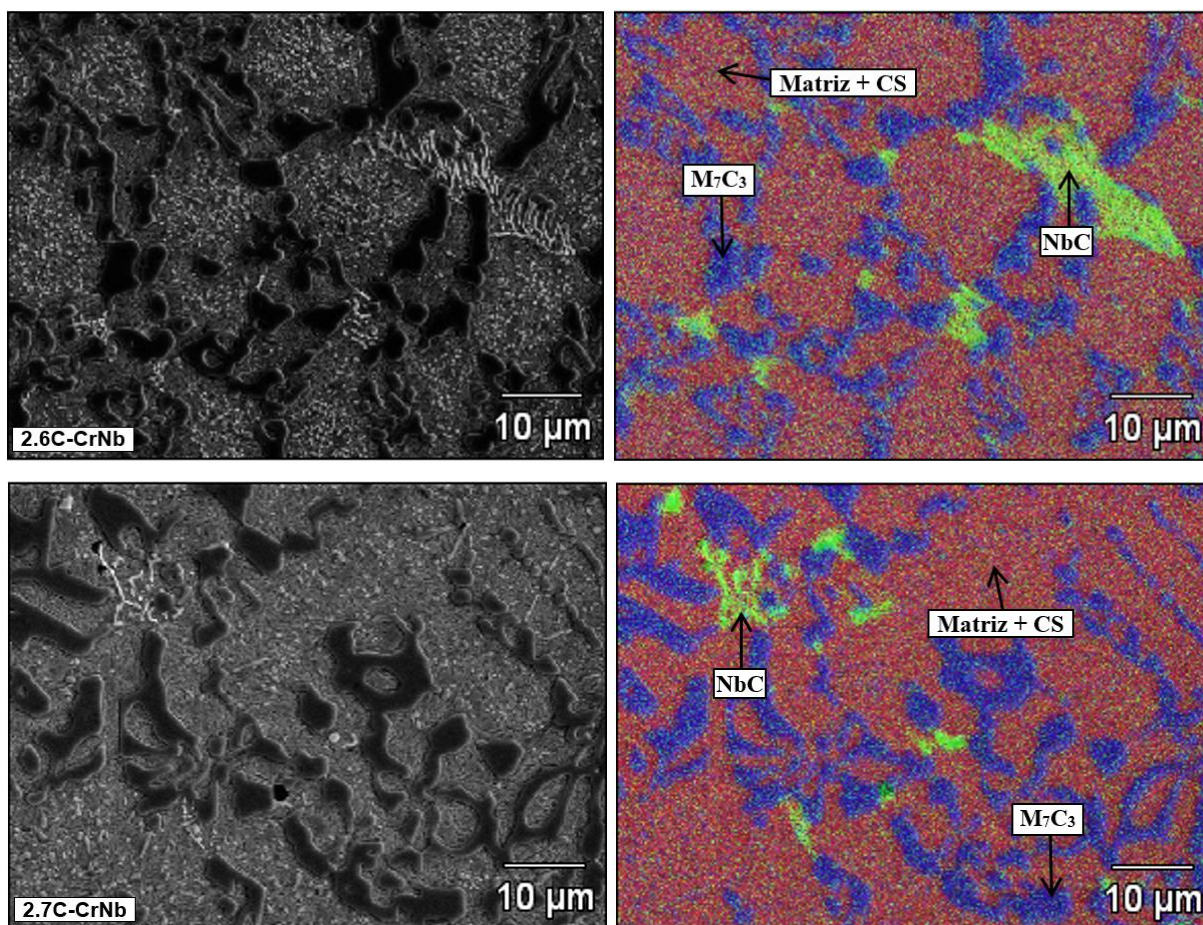
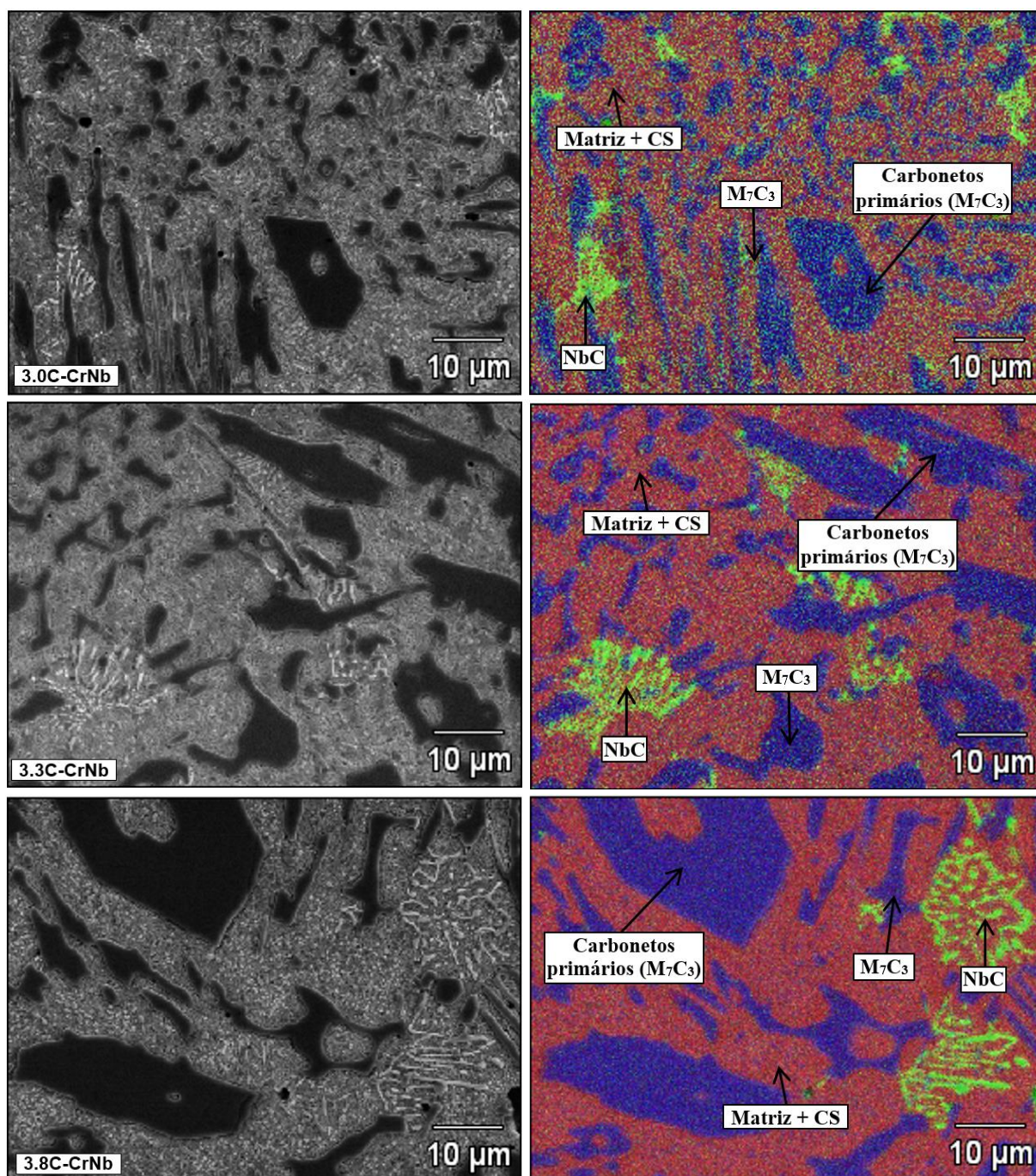


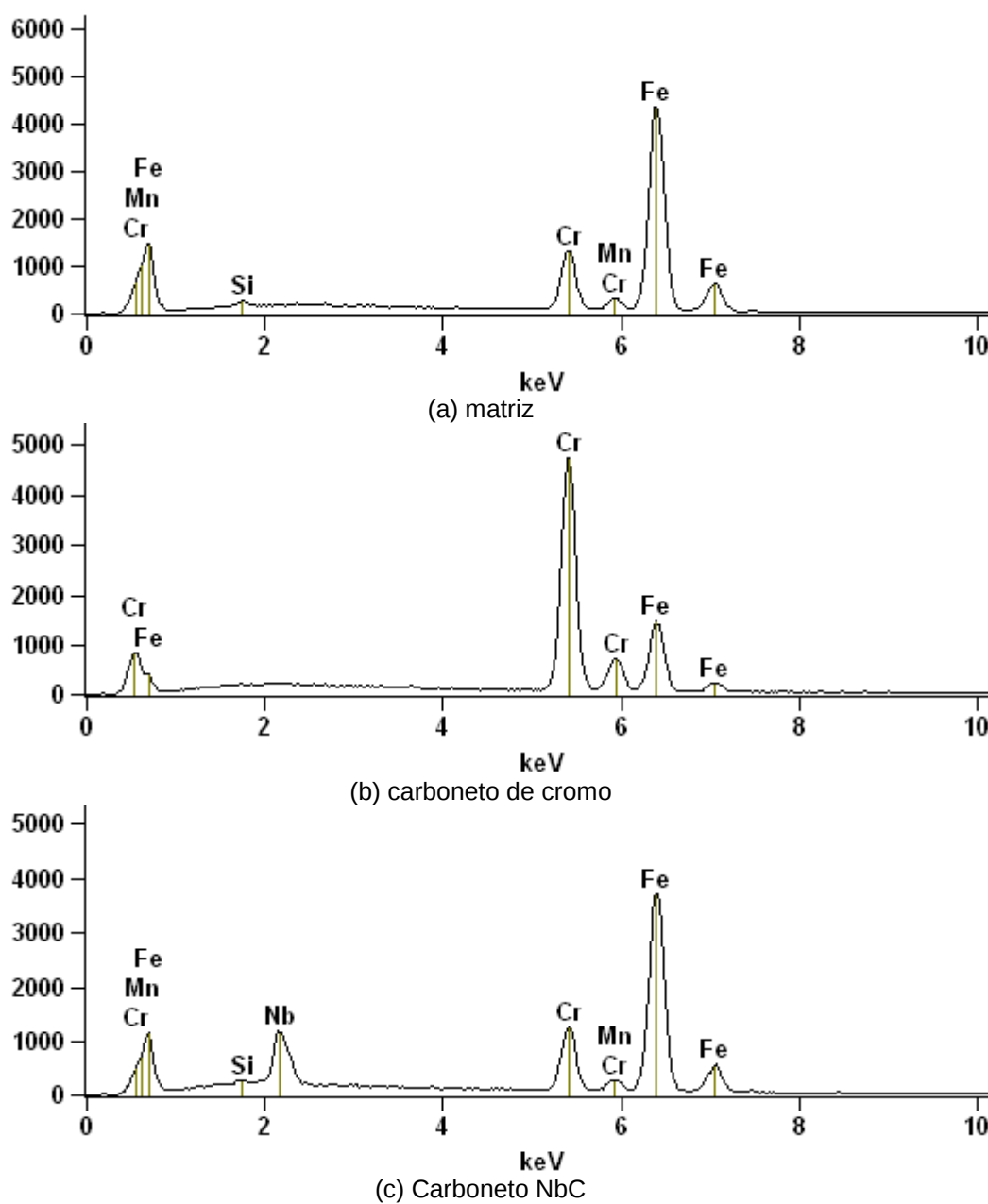
Figura 41 - MEV e mapeamento químico da Ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb - tratadas termicamente (continuação).



Fonte: o próprio autor.

São apresentados por meio das figuras 42, 43, 44, 45 e 46 e das tabelas 20, 21, 22, 23 e 24 os espectros EDS realizados nos constituintes das ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb, respectivamente.

Figura 42 - Espectros EDS da Liga 2.6C-CrNb tratada termicamente.



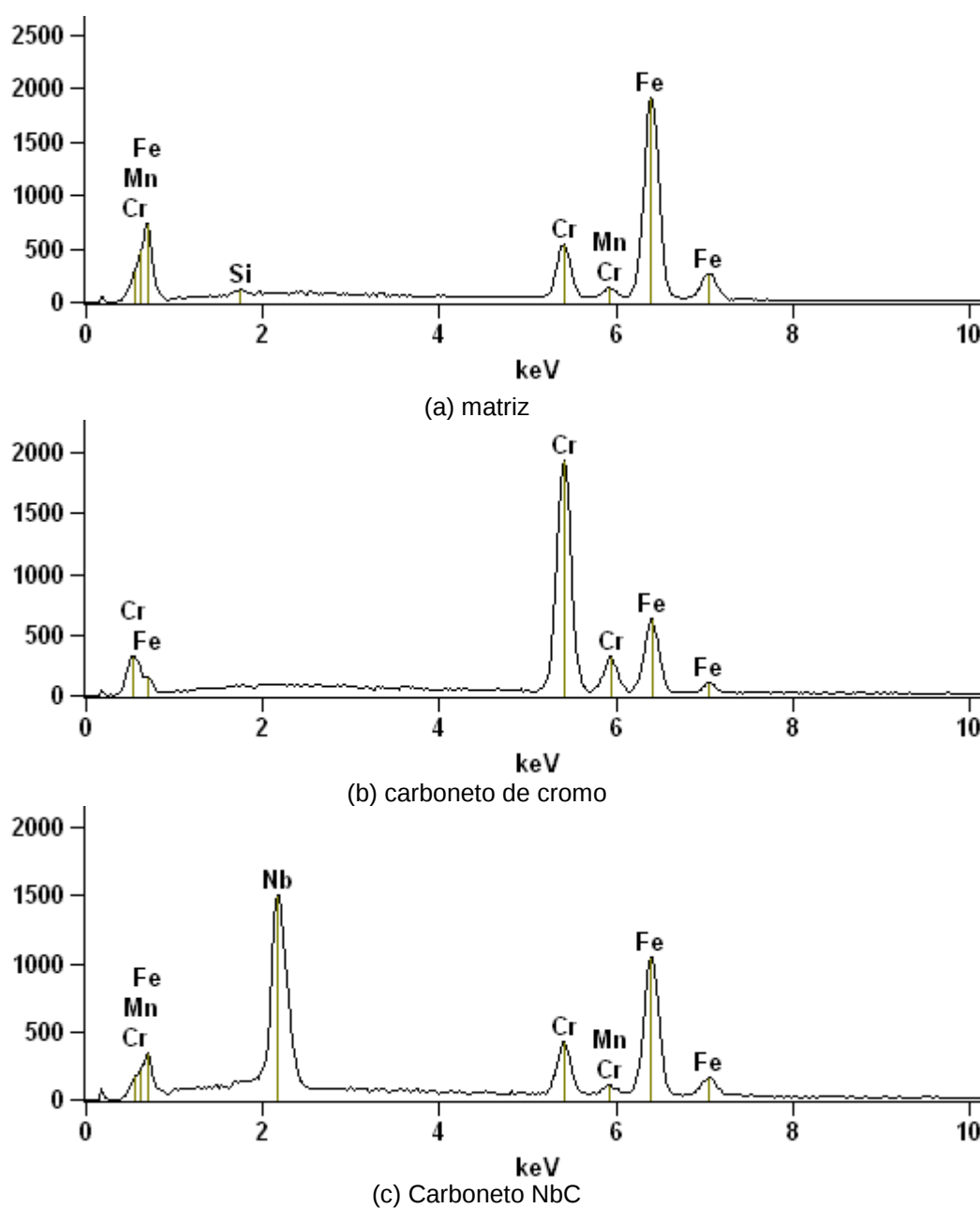
Fonte: o próprio autor.

Tabela 20 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 2.6C-CrNb – tratada termicamente.

	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
Matriz	0.54	13.46	1.95	84.05	
Carboneto M_7C_3		66.90		33.10	
Carboneto NbC	0.57	13.76	1.74	71.04	12.89

Fonte: o próprio autor.

Figura 43 - Espectros EDS da Liga 2.7C-CrNb tratada termicamente.



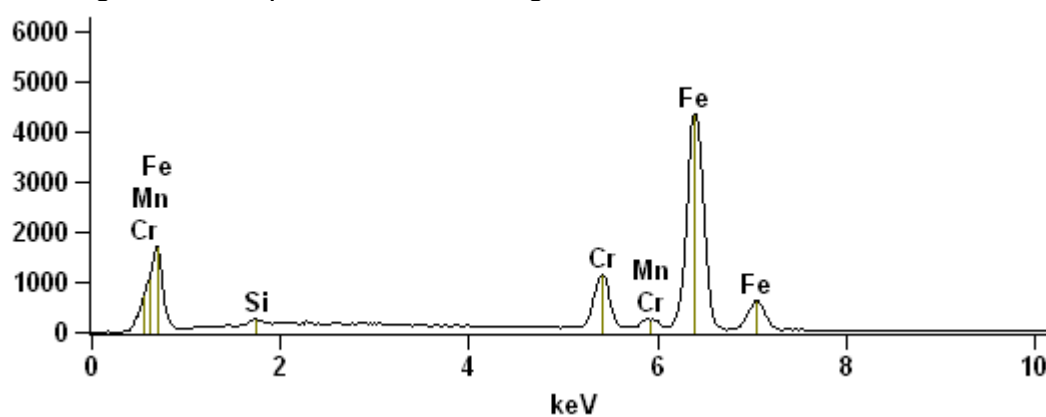
Fonte: o próprio autor.

Tabela 21 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 2.7C-CrNb – tratada termicamente.

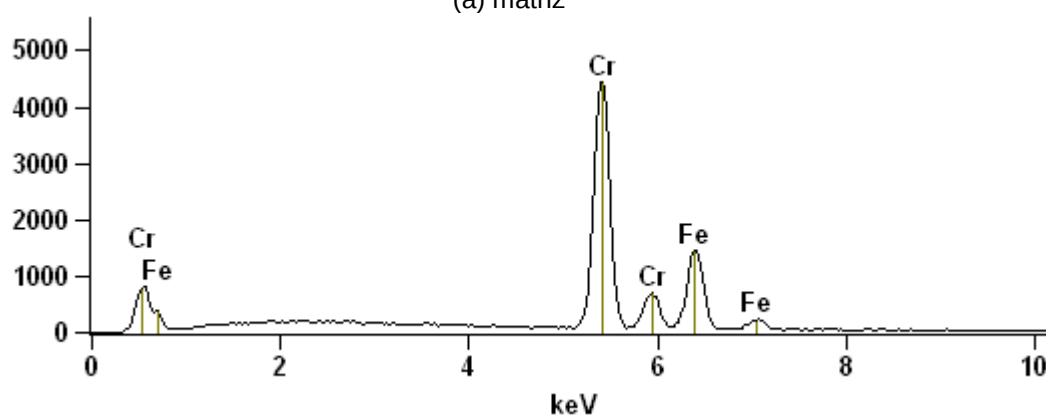
	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
Matriz	0.80	13.22	1.46	84.51	
Carboneto M_7C_3		66.55		33.45	
Carboneto NbC		11.51	0.92	47.08	40.49

Fonte: o próprio autor.

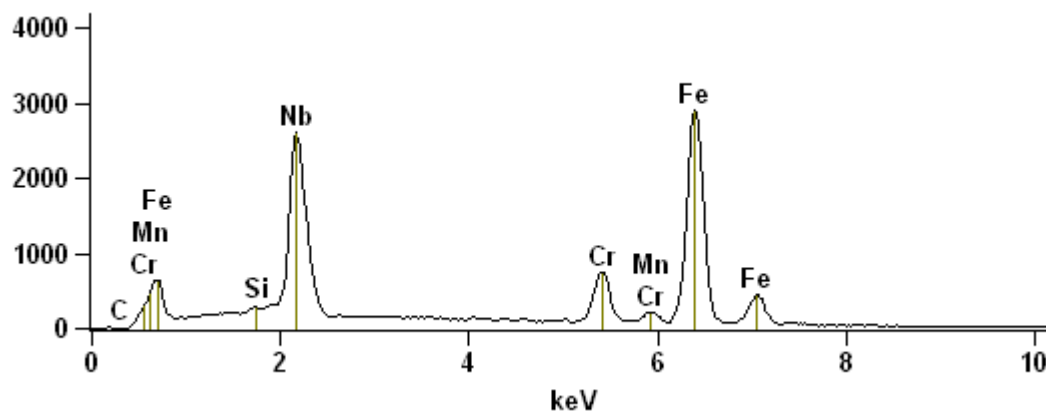
Figura 44 - Espectros EDS da Liga 3.0C-CrNb tratada termicamente.



(a) matriz



(b) carboneto de cromo



(c) Carboneto NbC

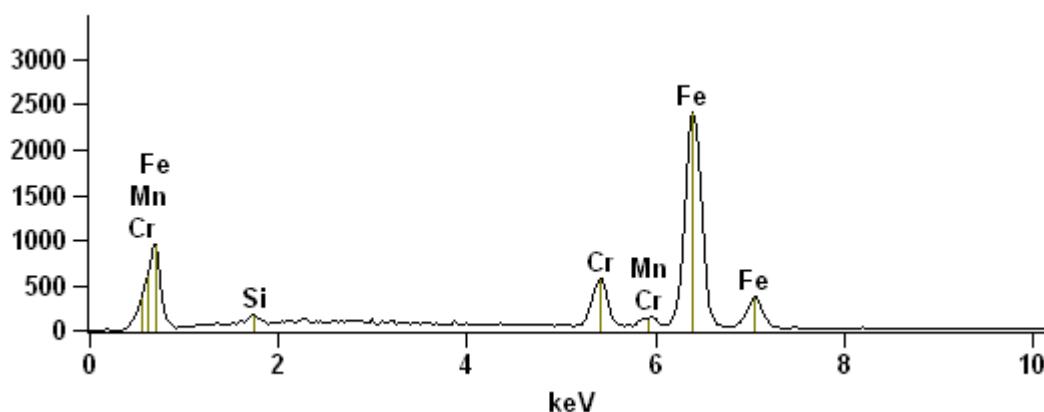
Fonte: o próprio autor.

Tabela 22 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.0C-CrNb – tratada termicamente.

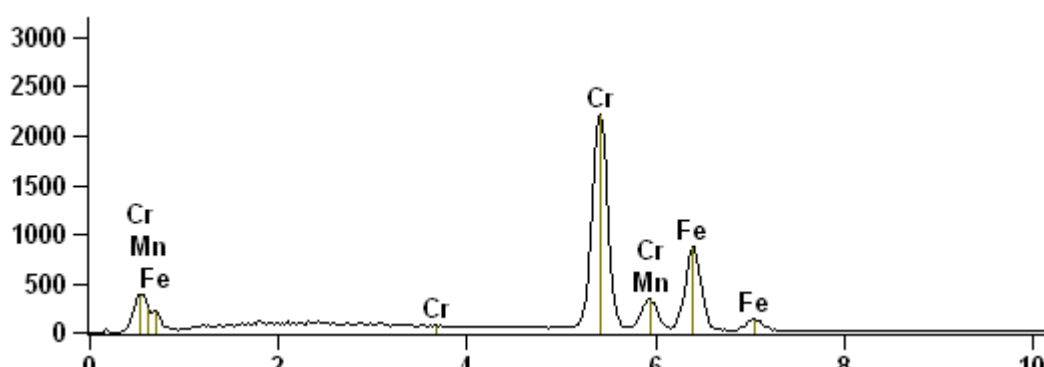
	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
Matriz	0.70	12.07	1.33	85.90	
Carboneto M_7C_3		65.74		34.26	
Carboneto NbC	0.56	8.60	1.11	58.26	31.45

Fonte: o próprio autor.

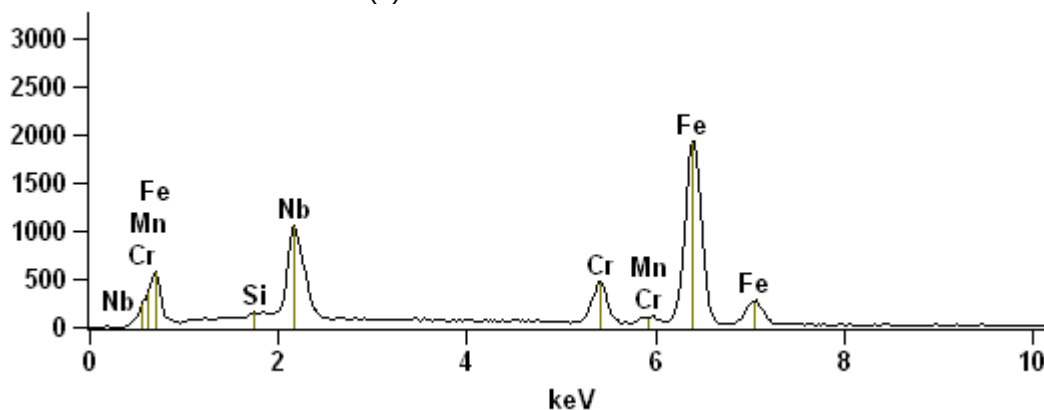
Figura 45 - Espectros EDS da Liga 3.3C-CrNb tratada termicamente.



(a) matriz



(b) carboneto de cromo



(c) Carboneto NbC

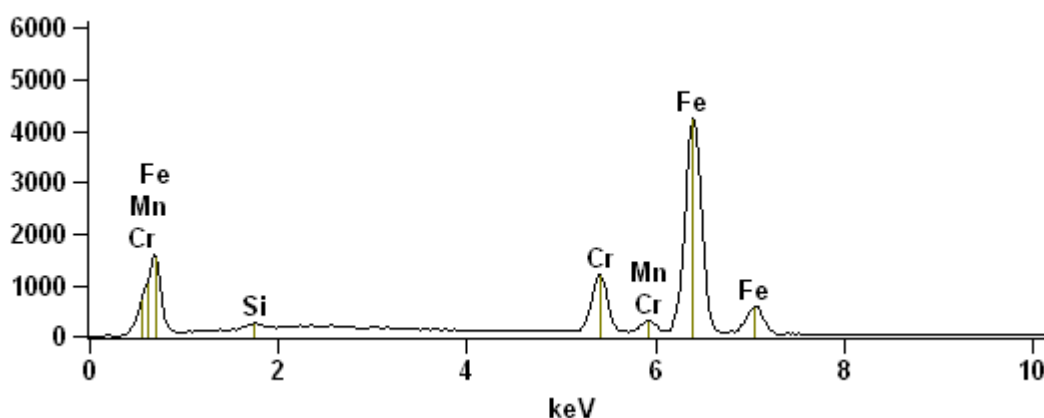
Fonte: o próprio autor.

Tabela 23 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.3C-CrNb – tratada termicamente.

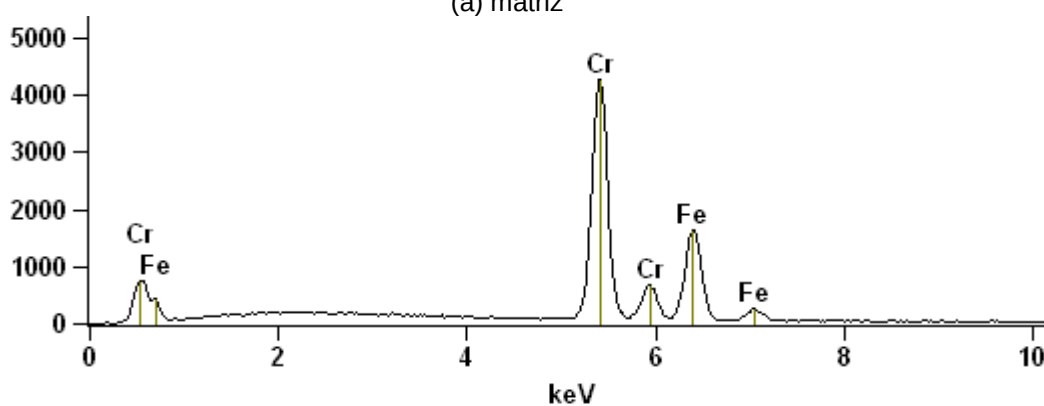
	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
Matriz	0.87	10.32	1.71	87.11	
Carboneto M_7C_3		60.69	2.08	37.23	
Carboneto NbC	0.51	9.04	0.88	67.76	21.81

Fonte: o próprio autor.

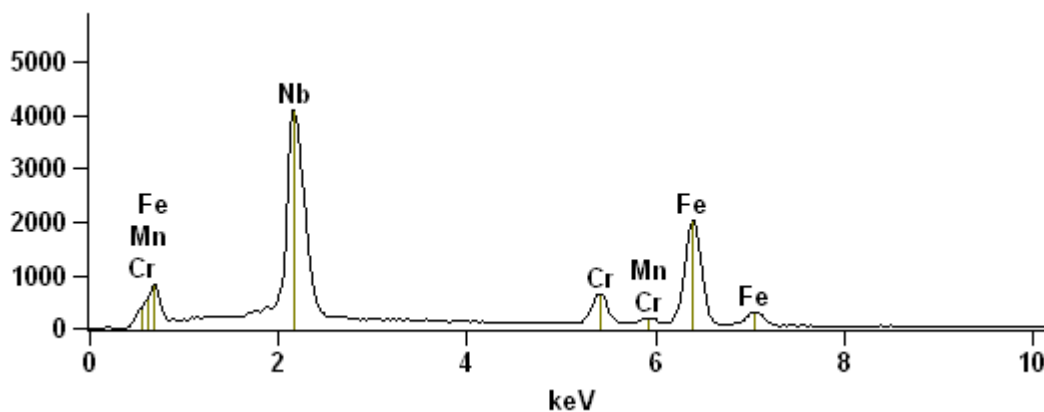
Figura 46 - Espectros EDS da Liga 3.8C-CrNb tratada termicamente.



(a) matriz



(b) carboneto de cromo



(c) Carboneto NbC

Fonte: o próprio autor.

Tabela 24 - Composições químicas semiquantitativa via EDS da Liga 3.8C-CrNb – tratada termicamente.

	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
Matriz	0.67	12.62	2.12	84.59	
Carboneto M_7C_3		61.97		38.03	
Carboneto NbC		7.82	0.91	41.43	49.84

Fonte: o próprio autor.

Os espectros EDS verificados nas ligas tratadas termicamente apresentados nas figuras 42, 43, 44, 45 e 46 certifica que não houve alterações significativas dos elementos encontrados referente à matriz, carbonetos M_7C_3 e carbonetos NbC devido à grande semelhança aos espectros encontrados para as ligas brutas de fusão.

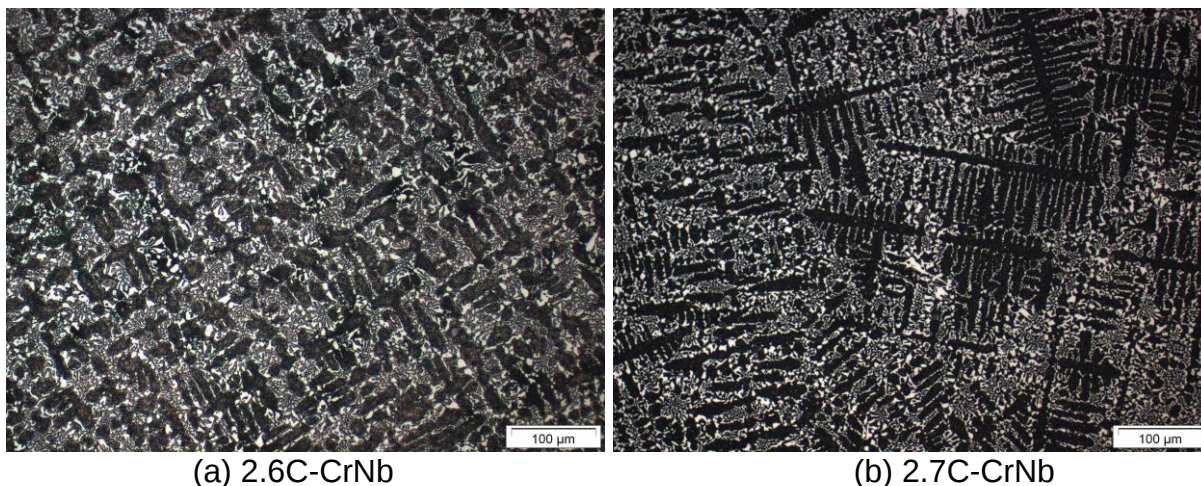
As figuras 42 (a), 43 (a), 44 (a), 45 (a) e 46 (a) indicaram nas matrizes a predominância de ferro, picos de menor intensidade cromo e pequenos picos de manganês e silício. Em contrapartida, as figuras 42 (b), 43 (b), 44 (b), 45 (b) e 46 (b) apresentam os carbonetos M_7C_3 das ligas tratadas termicamente, onde exibiram picos semelhantes, indicando a presença predominante de cromo com alguns picos de menor intensidade de ferro e pequenos picos de manganês a liga 3.3C-CrNb.

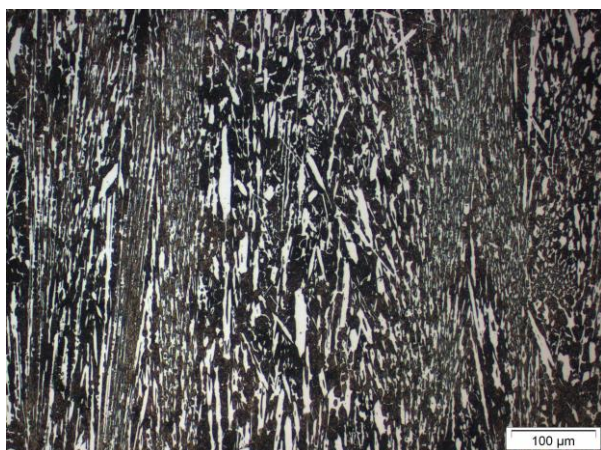
Desta forma os espectros de carbonetos NbC referentes às ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb mostrados nas figuras 42 (c), 43 (c), 44 (c), 45 (c) e 46 (c) indicaram pequenos picos de carbono, silício e manganês e picos de nióbio e ferro de alta intensidade quando comparados aos demais picos.

7.6 Fração Volumétrica de Carbonetos – Ligas Tratadas Termicamente

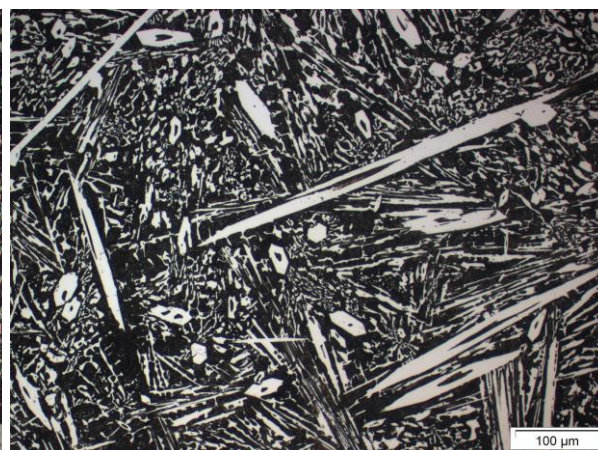
A figura 47 (a), (b), (c), (d) e (e) ilustra as imagens geradas pelo Fiji Is Just Image J para quantificação da FVC referentes às ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb, respectivamente.

Figura 47 - Imagens geradas pelo Fiji Is Just Image J





(c) 3.0C-CrNb



(d) 3.3 C-CrNb



(e) 3.8C-CrNb

Fonte: o próprio autor.

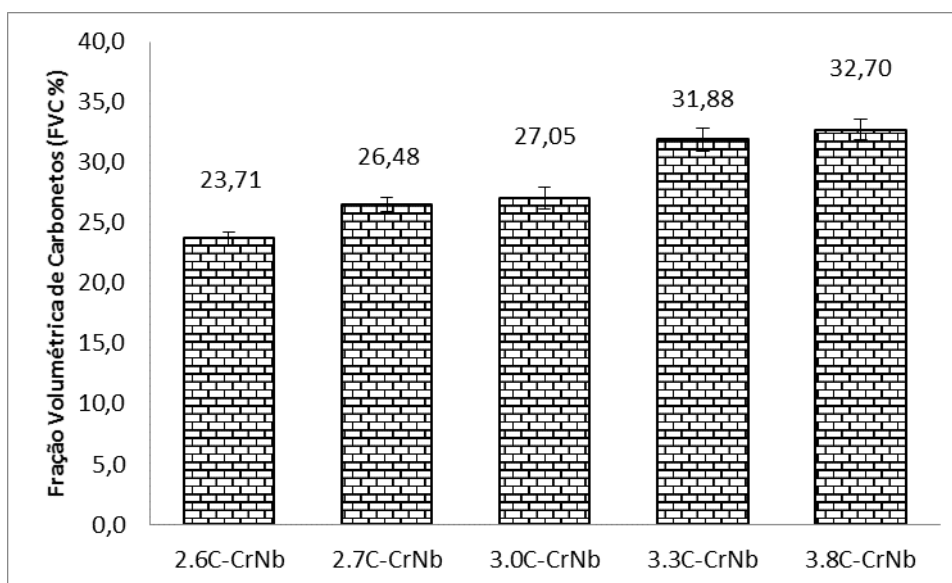
A região de cor preta é referente à matriz e colocação branca, referente aos carbonetos. Como o programa fornece a área correspondente de cada região, é possível calcular a fração volumétrica de carbonetos.

Conforme estudado por Melo e Carmo (2001), a ação dos elementos de ligas se dá na matriz metálica e na forma dos carbonetos e o elevado teor de cromo proporciona a formação de carbonetos do tipo M_7C_3 e a estabilização da austenita.

A fração volumétrica de carbonetos tem grande influência no comportamento frente ao desgaste (ZUM GAHR, 1987). Os carbonetos são partículas muito duras e abrasivas, prejudicando a usinabilidade do material, e que o FFAC possui grande quantidade de carbonetos dispersos em sua matriz, resultando em um material de alta dureza e difícil usinabilidade (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014; MACHADO et al., 2015)

A fração volumétrica de carbonetos (FVC) tem grande influência no comportamento frente às propriedades mecânicas (ZUM GAHR, 1987). Os valores das ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb estudadas são apresentados na figura 48.

Figura 48 - Fração Volumétrica de carbonetos nas ligas tratadas termicamente.



Fonte: o próprio autor.

O teste t foi utilizado para avaliar se existe diferença estatística na FVC entre as ligas, conforme tabela 25. Para valores de $p < 0,05$, é possível afirmar que as FVC são diferentes. Observa-se que as médias são estatisticamente diferentes em quase todas as ligas estudadas. Apenas a liga 2.7C-CrNb em comparação com a liga 3.0C-CrNb resultou em médias estatisticamente iguais.

Tabela 25 - Test t – FVC entre a ligas tratadas termicamente

Ligas	2.6C-CrNb	2.7C-CrNb	3.0C-CrNb	3.3C-CrNb	3.8C-CrNb
2.6C-CrNb	-	9.35E-06	3.11E-05	5.78E-09	1.18E-09
2.7C-CrNb	9.35E-06	-	0.175829	4.25E-07	4.11E-08
3.0C-CrNb	3.11E-05	0.175829	-	2.89E-06	4.08E-07
3.3C-CrNb	5.78E-09	4.25E-07	2.89E-06	-	0.036889
3.8C-CrNb	1.18E-09	4.11E-08	4.08E-07	0.036889	-

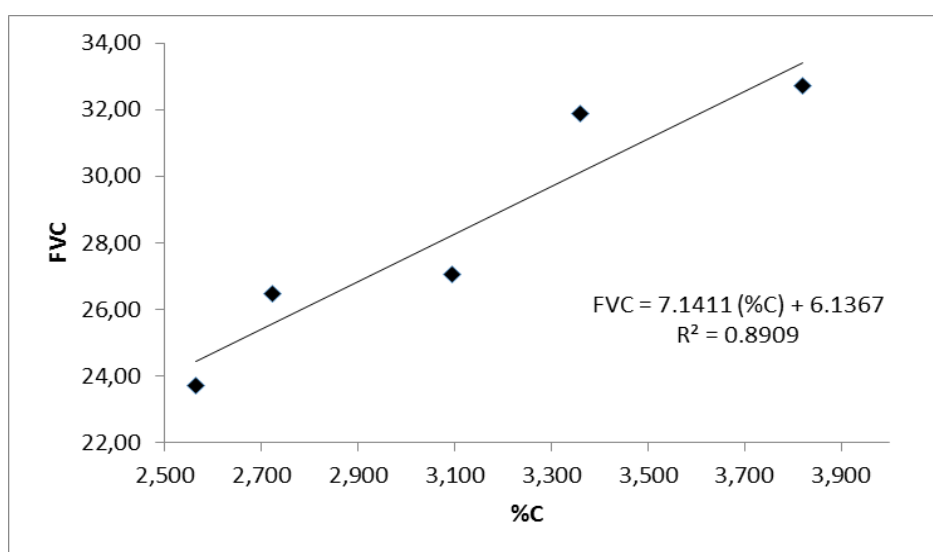
Fonte: o próprio autor

Em geral, é possível notar um aumento da FVC em relação ao aumento do teor de carbono, o que corrobora com os resultados e alterações microestruturais observados por (DOĞAN; HAWK; LAIRD, 1997). Analisando as ligas apresentadas

no estudo, percebeu-se um aumento da FVC de 23,71% da Liga 2.6C-CrNb para 32,70% da Liga 3.8C-CrNb com a adição de 1,256% de carbono.

É apresentada na figura 49 a equação da FVC em função do teor de carbono (%C) gerada por meio dos dados coletados neste trabalho. Foi considerado o teor de cromo constante pela baixa variação das ligas estudadas.

Figura 49 - Equação FVC x %C.

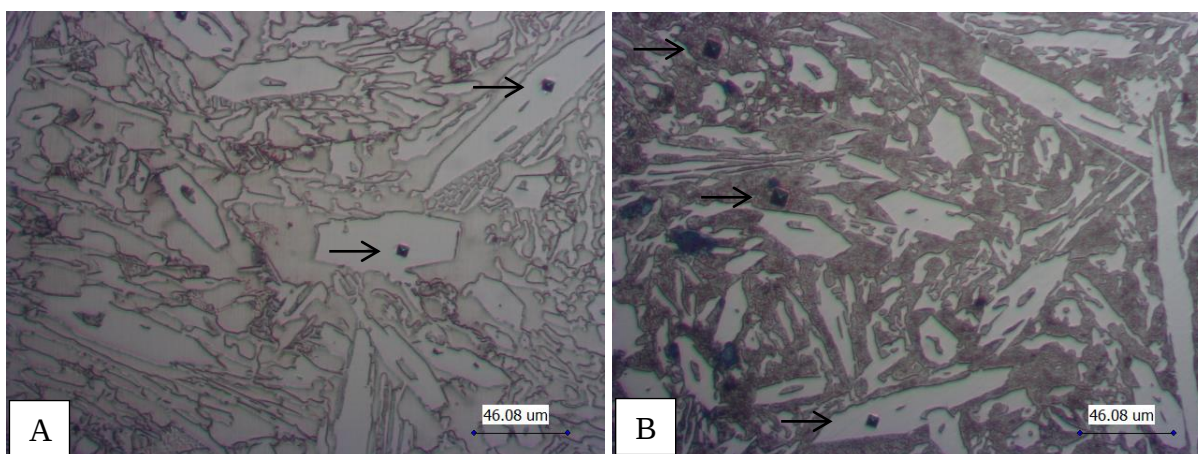


Fonte: o próprio autor

7.7 Ensaio de microdureza Vickers

Nas figuras 50 (a) e (b) pode-se verificar exemplos de medições de microdurezas realizadas nos carbonetos e matrizes.

Figura 50 - Medição de microdureza nas microestruturas



Fonte: o próprio autor

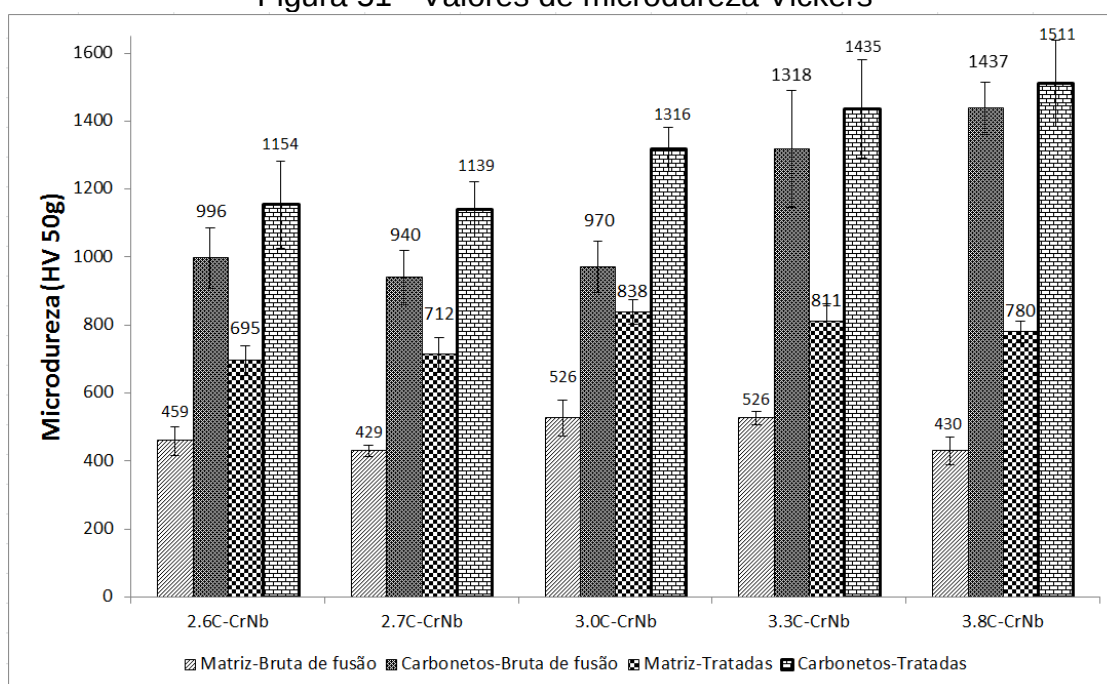
Os ensaios de microdureza Vickers sem tratamento térmico (brutas de fusão) e com tratamento térmico foram realizados com os mesmos parâmetros e foram executadas vinte impressões em cada corpo de prova, foram utilizados 3 corpos de provas para cada liga e em cada corpo de prova foram analisadas microestruturas como austenita, martensita e os carbonetos. Os valores médios de microdureza encontrados para as ligas são apresentados na tabela 26 e na figura 51.

Tabela 26 - Valores de microdureza Vickers

Ligas		Resultados obtidos			
		Matriz	Desvio Padrão	Carbonetos	Desvio Padrão
Brutas de fusão	2.6C-CrNb	459	±42,67	996	±88,23
	2.7C-CrNb	429	±16,47	940	±78,90
	3.0C-CrNb	526	±52,78	970	±75,01
	3.3C-CrNb	526	±20,23	1318	±171,14
	3.8C-CrNb	430	±39,84	1437	±76,82
Ligas		Matriz	Desvio Padrão	Carbonetos	Desvio Padrão
Tratadas termicamente	2.6C-CrNb	695	±42,96	1154	±127,16
	2.7C-CrNb	712	±50,64	1139	±81,38
	3.0C-CrNb	838	±36,43	1316	±63,83
	3.3C-CrNb	811	±51,06	1435	±145,25
	3.8C-CrNb	780	±31,93	1511	±126,02

Fonte: o próprio autor

Figura 51 - Valores de microdureza Vickers



Fonte: o próprio autor

Para os valores de microdureza das matrizes e carbonetos para as amostras brutas de fusão e tratadas termicamente foram realizadas a análise de variância ANOVA para avaliar se há diferença estatística entre os resultados, os valores são ilustrados na tabela 27.

Tabela 27 - ANOVA- Resultados de microdureza nas ligas.

Condição	p-value	α	F	F critical	Conclusão
Brutas de fusão	Matriz				
	1.26E-05	0.05	9.435	2.578	Diferente
	Carbonetos				
	1.05E-10	0.05	24.109	2.578	Diferente
Tratadas termicamente	Matriz				
	3.52E-06	0.05	10.701	2.578	Diferente
	Carbonetos				
	4.98E-05	0.05	8.143	2.578	Diferente

Fonte: o próprio autor

Verifica-se na tabela 27 que as taxas médias de microdureza Vickers das ligas tratadas termicamente e brutas de fusão são estatisticamente diferentes.

As ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb sem tratamento térmico apresentaram médias de microdureza dos carbonetos equivalentes a $996,3 \pm 88,2$, $939,5 \pm 78,9$, $970,4 \pm 75$, $1317,8 \pm 171,1$ e $1437,1 \pm 76,8$ HV respectivamente. Nota-se na figura 51 que a adição de carbono provocou um aumento estatisticamente significativo na microdureza dos carbonetos a partir da liga 2.7C-CrNb, nas ligas brutas de fusão.

Após a realização dos tratamentos térmicos, as ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb apresentaram médias de microdureza dos carbonetos equivalentes a $1153,5 \pm 127,2$, $1138,9 \pm 81,4$, $1316 \pm 63,8$, $1435,3 \pm 145,2$ e $1510,6 \pm 126$ HV. Do mesmo modo nota-se que a adição de carbono provocou um aumento estatisticamente significativo na microdureza dos carbonetos a partir da liga 2.7C-CrNb, nas ligas tratadas termicamente.

Em relação às matrizes, as ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb condição bruta de fusão apresentaram uma microdureza de $459 \pm 42,67$, $428,6 \pm 16,47$, $526,4 \pm 52,78$, $525,6 \pm 20,23$ e $430,1 \pm 39,84$ HV, respectivamente, e as ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb tratadas

termicamente, $695,4 \pm 42,96$, $712 \pm 50,64$, $837,8 \pm 36,43$, $810,5 \pm 51,06$ e $780,4 \pm 31,93\text{HV}$, respectivamente. Houve variação na microdureza para as matrizes, sendo o maior valor de microdureza foi na Liga 3.0C-CrNb, liga considerada quase-eutética, tanto na condição bruta de fusão quanto na tratada termicamente.

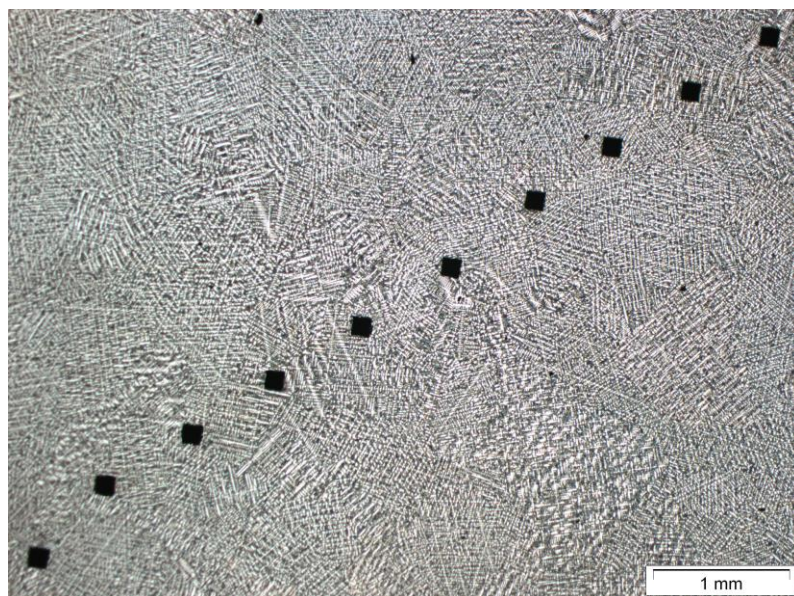
As matrizes das ligas tratadas termicamente apresentaram um aumento da microdureza quando comparada à matriz das ligas brutas de fusão. Os carbonetos das ligas tratadas mostraram aumento na mesma comparação.

Comparando a Liga 3.8C-CrNb em relação à Liga 2.6C-CrNb, condição de maior variação de carbono, concluiu-se que a microdureza dos carbonetos na condição bruta de fusão aumentou 44,28%, do mesmo modo, os carbonetos tratados termicamente aumentaram em 30,94%.

7.8 Ensaio de dureza Vickers

A figura 52 referente a liga 2.6C-CrNb sem tratamento térmico ilustra as medições de durezas realizada na matriz.

Figura 52 - Medição de dureza na microestrutura.



Fonte: o próprio autor

Os ensaios de dureza Vickers sem tratamento térmico (brutas de fusão) e com tratamento térmico foram realizados com os mesmos parâmetros. Os valores médios

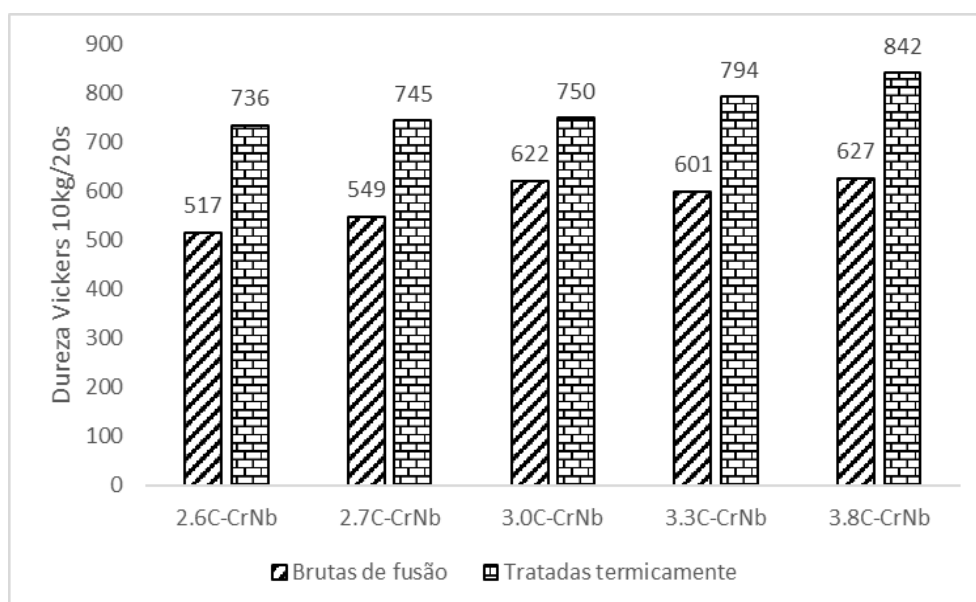
de dureza e desvio padrão encontrados para as ligas são apresentados na tabela 28 e na figura 53.

Tabela 28 - Valores de Dureza Vickers

Realizados em 3 corpos de provas		Resultados obtidos (média de 10 medições em cada corpo de prova (cp))	
		Dureza Média	Desvio Padrão
Brutas de fusão	2.6C-CrNb	517	$\pm 7,77$
	2.7C-CrNb	549	$\pm 6,66$
	3.0C-CrNb	622	$\pm 1,15$
	3.3C-CrNb	601	$\pm 11,55$
	3.8C-CrNb	627	$\pm 7,57$
Tratadas termicamente	2.6C-CrNb	736	$\pm 3,46$
	2.7C-CrNb	745	$\pm 10,41$
	3.0C-CrNb	750	$\pm 36,20$
	3.3C-CrNb	794	$\pm 20,21$
	3.8C-CrNb	842	$\pm 3,51$

Fonte: o próprio autor

Figura 53 - Valores de dureza Vickers



Fonte: o próprio autor

Verifica-se na figura 53 que as ligas tratadas termicamente apresentaram aumento da dureza Vickers quando comparada às ligas brutas de fusão.

Verifica-se na tabela 29 que as taxas médias de dureza Vickers das ligas tratadas termicamente e as brutas de fusão são estatisticamente diferentes.

Tabela 29 - ANOVA das durezas

Propriedade	p-valor	α	F	F crítico	Resultado
Dureza - Brutas de fusão					
Dureza	2,24E-08	0,05	118,29	3,478	Diferentes
Dureza – Tratadas termicamente					
Dureza	0,000234	0,05	16,103	3,478	Diferentes

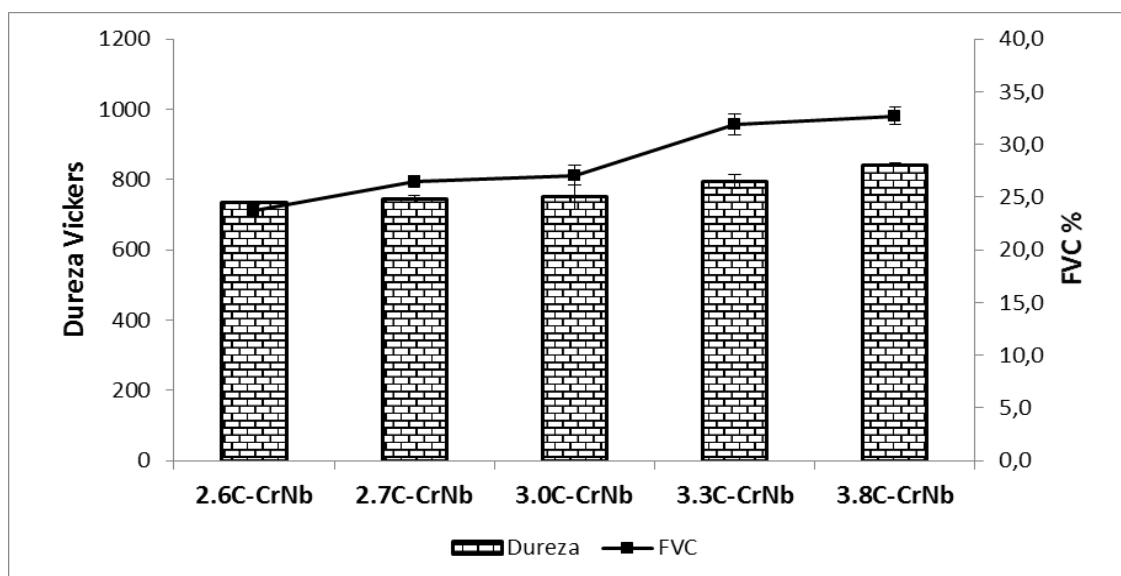
Fonte: o próprio autor

Pode-se concluir que a adição de carbono foi responsável pelo aumento estatisticamente significativo das durezas referente às ligas brutas de fusão e tratadas termicamente. Em relação à condição bruta de fusão e analisando as ligas 2.6C-CrNb e 3.8C-CrNb, sendo a condição de maior variação de carbono, houve um aumento de 21,27%. Também houve aumento na condição tratada termicamente e ainda analisando as ligas 2.6C-CrNb e 3.8C-CrNb, percebe-se um valor de 14,40% pertinente a liga com o carbono superior.

As ligas 2.6C-CrNb, 2.7C-CrNb, 3.0C-CrNb, 3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb apresentaram um aumento percentual de dureza 42,45%, 35,56%, 20,46%, 32,13%, e 34,27%, respectivamente, comparando o resultado da liga bruta de fusão e a tratada termicamente. Importante mencionar a liga com menor variação entre as durezas nas condições brutas de fusão e tratadas termicamente, que é a 3.0C-CrNb, onde apresentou um valor de 20,46%, por outro lado a liga 2.6C-CrNb se revela com a maior variação, 42,45%.

A dureza dos Ferros Fundidos Alto Cromo é determinada pela dureza do carboneto presente, fração volumétrica dos carbonetos e matriz da liga (PACHECO, 2018). Analisando a FVC, na figura 54 verifica-se que, com o aumento da FVC, as durezas das ligas tratadas termicamente aumentaram. Os resultados encontrados neste estudo estão de acordo com os resultados do estudo de Zum Gahr e Eldis (1980).

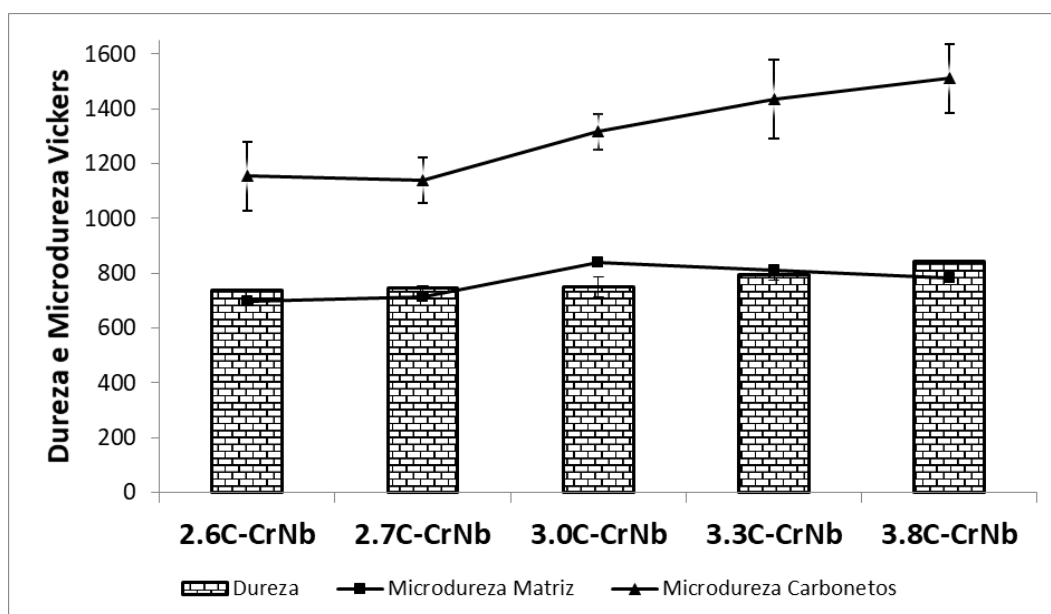
Figura 54 - Correlação entre dureza Vickers x FVC – Ligas tratadas termicamente.



Fonte: o próprio autor

Ocorreu um aumento da microdureza dos carbonetos e dureza Vickers das ligas tratadas termicamente com o aumento do teor de carbono das ligas, como pode-se observar na figura 55. Entretanto, o comportamento da microdureza das matrizes foi diferenciado. Verifica-se aumento da microdureza da matriz até a liga de 3.0C-CrNb, depois esta microdureza decresce com o aumento do teor de carbono, portanto, a liga de maior microdureza da matriz foi a liga quase-eutética.

Figura 55 - Correlação Dureza x Microdureza Matriz e Carbonetos da condição tratada termicamente.



Fonte: o próprio autor

7.9 Ensaio de desgaste

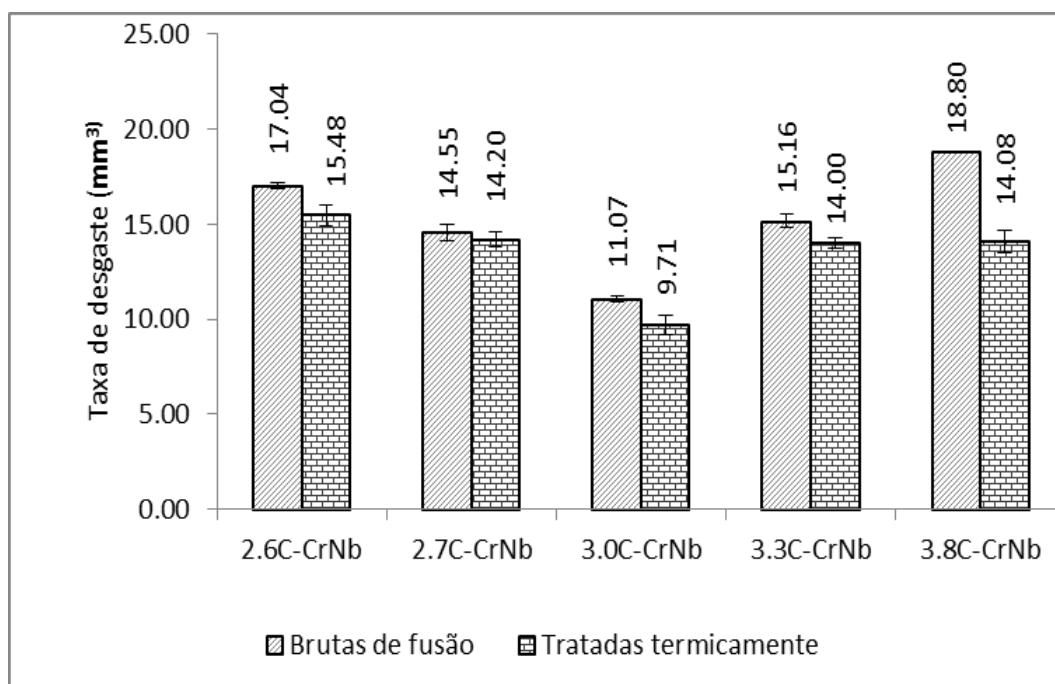
Os ensaios de desgaste foram realizados nas ligas bruta de fusão e nas ligas tratadas termicamente. As taxas médias de desgaste encontradas para as ligas após 30 minutos de ensaios com a carga de 130N são apresentadas na figura 56 e tabela 30.

Tabela 30 - Taxas de desgaste com 130N

Realizados em 3 corpos de provas		Perda de volume (mm ³)	Desvio Padrão (mm ³)
Brutas de fusão	2.6C-CrNb	17,04	0,168
	2.7C-CrNb	14,55	0,413
	3.0C-CrNb	11,07	0,181
	3.3C-CrNb	15,16	0,361
	3.8C-CrNb	18,80	0,005
Tratadas termicamente	2.6C-CrNb	15,48	0,530
	2.7C-CrNb	14,20	0,378
	3.0C-CrNb	9,71	0,528
	3.3C-CrNb	14,00	0,300
	3.8C-CrNb	14,08	0,562

Fonte: o próprio autor

Figura 56 - Taxas de desgaste com 130N



Fonte: o próprio autor

Foi realizado o teste t das amostras nas duas condições, conforme mostrado na tabela 31.

Tabela 31 - Test t – Ensaio de Desgaste

p-value para a condição brutas de fusão					
Ligas	2.6C-CrNb	2.7C-CrNb	3.0C-CrNb	3.3C-CrNb	3.8C-CrNb
2.6C-CrNb	-	0.005458913	1.3668E-05	0.004141423	0.003113568
2.7C-CrNb	0.005458913	-	0.00339369	0.127424522	0.003119135
3.0C-CrNb	1.3668E-05	0.00339369	-	0.000672188	0.000189684
3.3C-CrNb	0.004141423	0.127424522	0.000672188	-	0.003336754
3.8C-CrNb	0.003113568	0.003119135	0.000189684	0.003336754	-
p-value para a condição tratadas termicamente					
Ligas	2.6C-CrNb	2.7C-CrNb	3.0C-CrNb	3.3C-CrNb	3.8C-CrNb
2.6C-CrNb	-	0.071348815	0.005059644	0.068701404	0.126708815
2.7C-CrNb	0.071348815	-	0.000371813	0.20061418	0.842381142
3.0C-CrNb	0.005059644	0.000371813	-	0.001681965	0.019064881
3.3C-CrNb	0.068701404	0.20061418	0.001681965	-	0.867790233
3.8C-CrNb	0.126708815	0.842381142	0.019064881	0.867790233	-

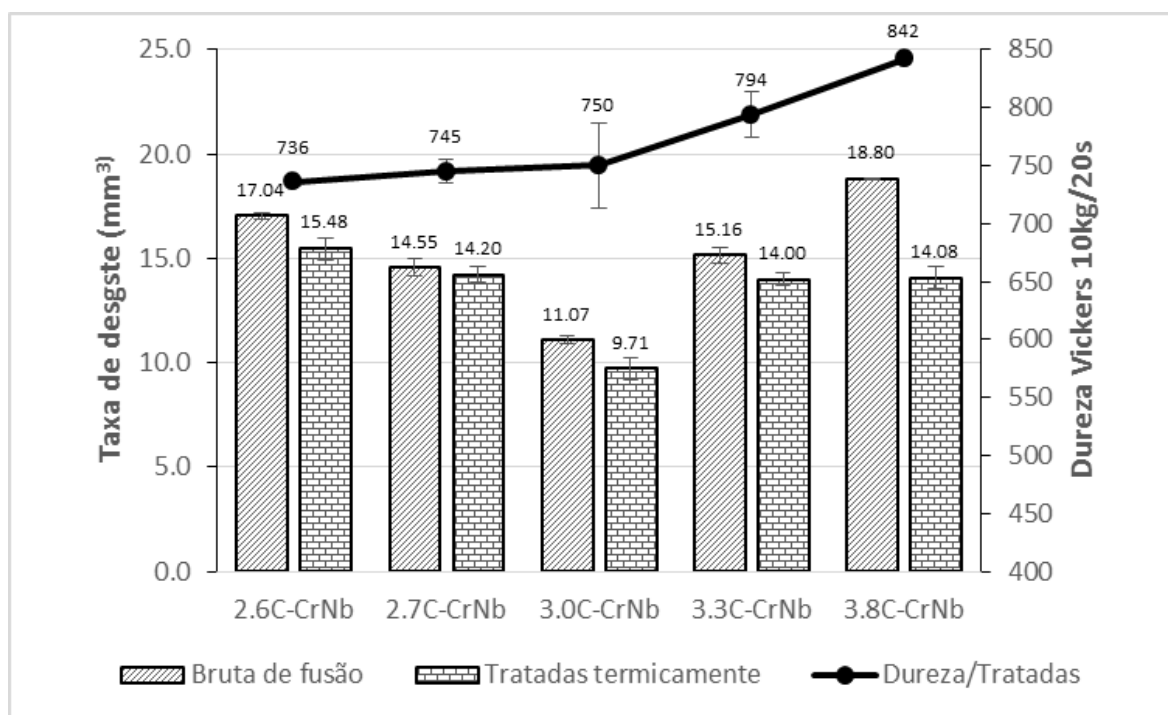
Fonte: o próprio autor

Todas as ligas tratadas termicamente apresentam menor desgaste em comparação com as ligas bruta de fusão. A maior diferença de taxa de desgaste é na liga 3.8C-CrNb com 25,10% e a menor na liga 2.7C-CrNb com 2,38%.

Comparando as condições brutas de fusão e tratadas termicamente, afirma-se que liga quase-eutética 3.0C-CrNb em relação às Ligas hipoeutéticas (2.6C-CrNb e 2.7C-CrNb) e as Ligas hipereutéticas (3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb) apresenta menor taxa de desgaste.

No trabalho de Doğan; Hawk; Laird (1997), foram avaliadas ligas com 15% e 26%Cr, hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas, os resultados apresentam que as taxas de desgaste das ligas obtidas diminuem com o aumento do teor de carbono, ou seja, as ligas hipereutéticas foram às ligas que apresentaram maior resistência ao desgaste, seguidas pelas eutéticas e por fim, hipoeutéticas. Já o presente trabalho exhibe que liga quase-eutética 3.0C-CrNb apresentou a menor taxa de desgaste, entre as cinco ligas estudadas, tanto para as ligas brutas de fusão quanto para as tratadas termicamente, convergindo com Zum Gahr e Eldis (1980).

Figura 57 - Taxas de desgaste com 130N.



Fonte: o próprio autor

A resistência ao desgaste tende a aumentar com a porcentagem de carbonetos, até um limite a partir do qual predomina um comportamento frágil (ALBERTIN et al., 2011). Foi apresentado no item 7.6 o aumento da porcentagem de carbonetos em relação ao aumento do teor de carbono, pode-se perceber que a citação acima corrobora com os resultados apresentados na figura 57, a resistência ao desgaste aumentou até a liga quase-eutética e depois diminuiu com o aumento da porcentagem de carbonetos para as ligas hipereutéticas, possivelmente ocorreu uma mudança no mecanismo de desgaste, atingindo um comportamento frágil para as ligas hipereutéticas.

A literatura indica que, de forma geral, a microestrutura eutética resulta em desempenho ótimo em sistemas de desgaste abrasivo (PENAGOS, 2016). A análise microestrutural realizada no presente estudo indicou composição quase-eutética para a liga 3.0C-CrNb, e os ensaios de desgaste corroboram com os trabalhos de Penagos (2016).

7.9.1 Mecanismo de desgaste.

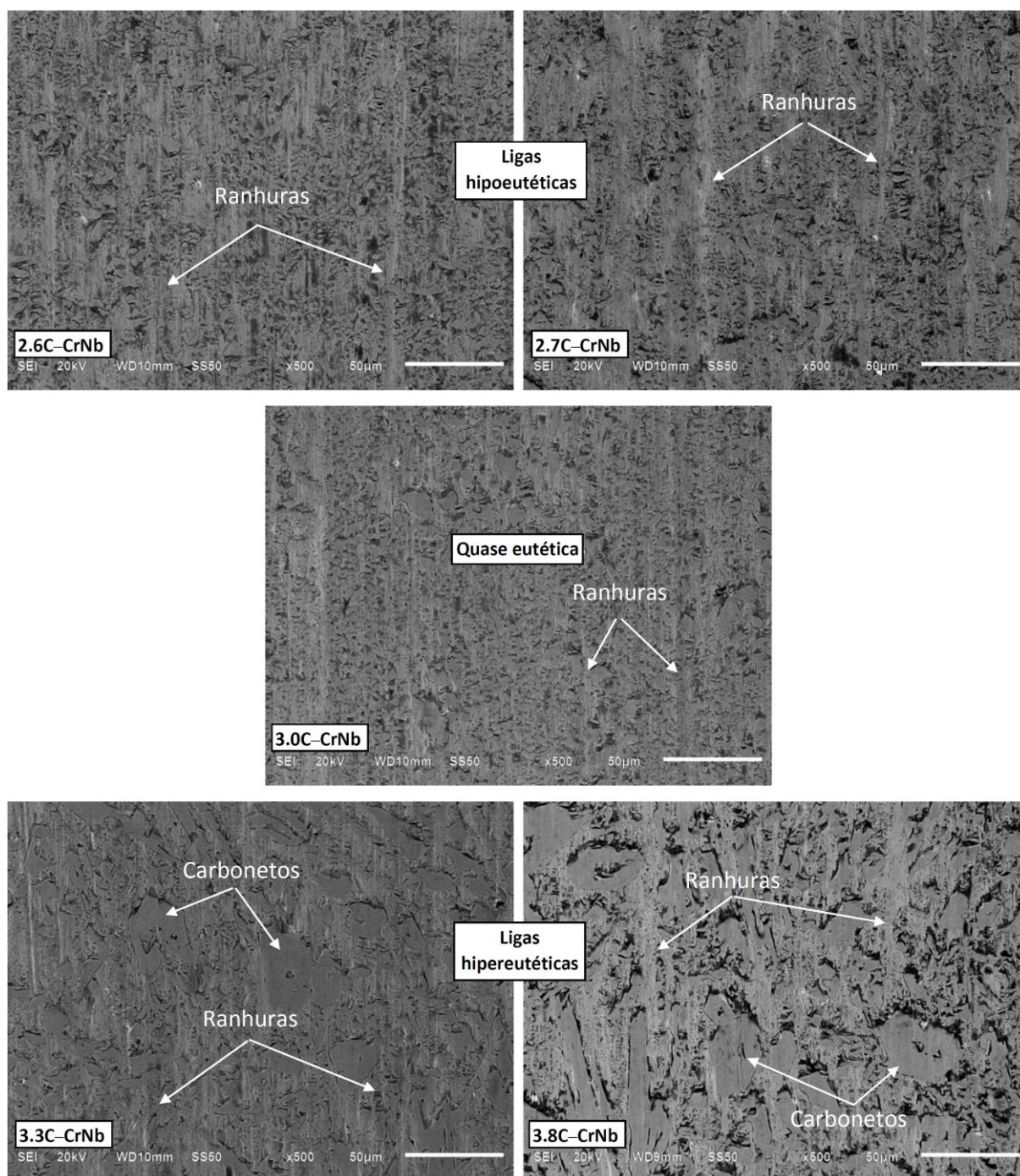
Na Figura 58 pode-se observar as superfícies desgastadas das amostras das ligas 2.6C – Nb, 2.7C – Nb, 3.0C – Nb, 3.3C – Nb e 3.8C – Nb.

O aumento do volume de carbonetos por meio da adição de carbono e da mudança das superfícies de desgaste é notório. Ressalta-se que, além dos diferentes resultados de desgaste já apresentados, o mecanismo de desgaste também apresentou alteração, conforme estudo de Zum Gahr e Eldis (1980).

Na figura 58 pode-se observar o aparecimento de ranhuras uniformes em todas as ligas, alinhadas com a direção de escorregamento do abrasivo, as quais são mais bem definidas na condição hipoeutética (2,6C-Nb e 2,7C-Nb), tal condição apresentou maior sulcamento e microcorte, com ranhuras mais profundas e largas. Nota-se que na liga quase-eutética 3.0C – CrNb a penetração foi menor que nas demais condições, ou seja, apresentou sulcos menos intensos em relação às demais condições. Percebe-se também que apenas nas ligas hipereutéticas (3.3C – Nb e 3.8C – Nb) foi detectada a presença de trincas, pode-se observar a presença de carbonetos fragmentados apresentando as trincas.

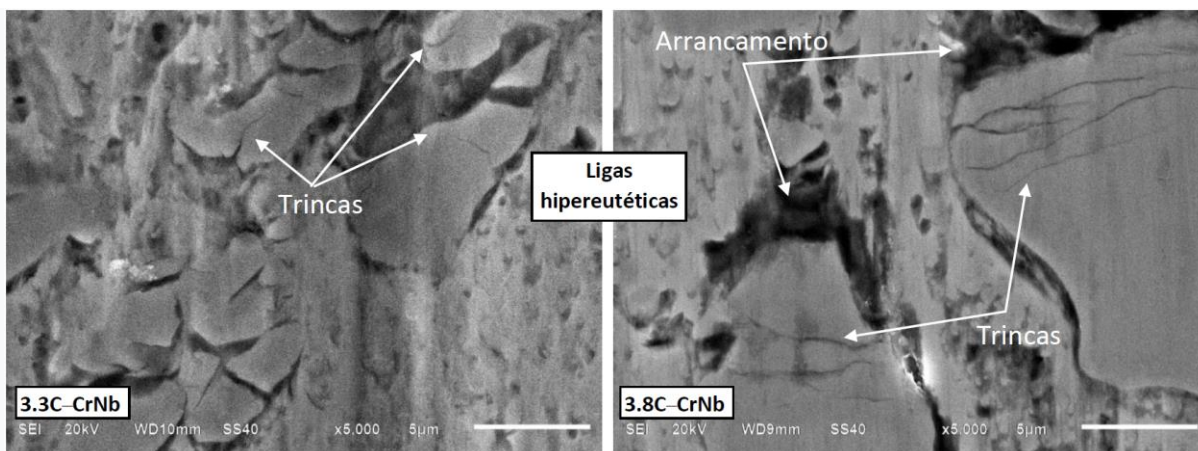
Com uma ampliação maior, pode-se constatar a fragmentação dos carbonetos, que pode estar ligada ao desgaste preferencial da matriz ou de um carboneto que sofreu arrancamento, conforme mostrado na Figura 59.

Figura 58 – Comparação das superfícies desgastadas das ligas tratadas termicamente.



Fonte: o próprio autor

Figura 59 – Comparação das superfícies desgastadas das ligas hipereutéticas tratadas termicamente.



Fonte: o próprio autor

O início da fragmentação do carboneto é o limite superior do FVC favorável para uma determinada aplicação de desgaste. Este teor ideal de carboneto é próximo a 30% (ZUM GAHR E ELDIS, 1980). Ressalta-se que as ligas hipereutéticas (3,3C - Nb e 3,8C - Nb) do presente estudo apresentam CFV de 31,88% e 32,70% respectivamente.

A presença de trincas sugere a ocorrência de remoção de material por fratura frágil e consequente aumento substancial da taxa de desgaste (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

8. CONCLUSÃO

1. O aumento do teor de carbono provocou alteração da microestrutura das ligas estudadas, onde foram obtidas ligas com as estruturas hipoeutética (2.6C-CrNb e 2.7C-CrNb), quase-eutética com pequenas frações de carbonetos primários (3.0C-CrNb) e hipereutéticas (3.3C-CrNb e 3.8C-CrNb).
2. Foram destacadas presenças de 4 microconstituintes nas análises de DRX, a austenita (γ), carbonetos de cromo M_7C_3 (C), carbonetos de nióbio (NbC) e a martensita (M). As amostras brutas de fusão apresentam matriz predominante de austenita e carbonetos do tipo M_7C_3 . Após o tratamento térmico, a matriz predominante é a martensita com carbonetos M_7C_3 com austenita residual e carbonetos secundários do tipo M_7C_3 . Foram encontrados picos dos carbonetos NbC nas condições brutas de fusão e tratadas termicamente.
3. O tratamento térmico provocou a transformação da matriz austenítica em martensítica, com carbonetos secundários precipitados. A morfologia dos carbonetos eutéticos M_7C_3 não alterou com o tratamento térmico.
4. Houve um aumento significativo da FVC em relação ao aumento do teor de carbono nas ligas estudadas. Analisando as ligas apresentadas no estudo, percebeu-se um aumento da FVC de 23,71% da Liga 2.6C-CrNb para 32,70% da Liga 3.8C-CrNb com a adição de 1,256% de carbono.
5. Os resultados de microdureza obtidos nas ligas tratadas termicamente apresentaram valores superiores às ligas brutas de fusão. O maior valor de microdureza da matriz foi obtido para liga 3.0C-CrNb nas duas condições.
6. Os resultados de dureza obtidos nas ligas tratadas termicamente apresentaram valores superiores às ligas brutas de fusão.

7. Todas as ligas tratadas termicamente apresentaram menor desgaste em comparação com as ligas brutas de fusão. A maior diferença de desgaste é na liga 3.8C-CrNb com 25,10% e a menor na liga 2.7C-CrNb com 2,38%.
8. O maior valor de microdureza da matriz e menor taxa de desgaste foi na liga quase-eutética, tanto na condição bruta de fusão quanto na tratada termicamente.
9. Não foi observado correlação entre aumento de dureza e o desgaste das ligas estudadas, ou seja, é possível notar que o aumento da dureza não resultou em decréscimo de desgaste para as ligas hipereutéticas.
10. Em todas as ligas o aparecimento de ranhuras foi de modo uniforme, alinhada com a direção de deslizamento do abrasivo, ranhuras menos intensas foram observadas na liga quase-eutética 3.0C-CrNb.

9. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Realizar ensaios de tenacidade à fratura dos ferros fundidos branco alto cromo, das ligas estudadas, com o intuito de aumentar a gama de aplicação desse material.
2. Realizar ensaios de desgaste abrasivo de roda de borracha a úmido para comparar o desempenho das ligas com o ensaio a seco.
3. Realizar um estudo para avaliar o efeito do aumento de teor de carbono, tratamento térmico e da adição de nióbio em peças de escala industrial, pois os corpos de prova referente a este estudo foram utilizados em pequena escala, alterando assim a taxa de resfriamento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALBERTIN, E. et al. Optimizing heat treatment and wear resistance of high chromium cast irons using computational thermodynamics. **Wear**, v. 271, n. 9–10, p. 1813–1818, 2011.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A-532**: standard specification for abrasion-resistant cast. West Conshohocken: PA, 2014
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G65-16**: standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus. West Conshohocken: PA, 2016
- ARAÚJO, J. C.; CARMO, D. J.; SILVA JÚNIOR, J. O. **Elaboração de ligas de ferro fundido branco ligado e não ligado**. São Paulo: CONAF, 2007.
- CASTRO, C. A. F. **Resistência ao desgaste abrasivo das sapatas de trator de esteira após processos de recuperação**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2010.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: ABM, 2008.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blucher, 2008.
- CRUZ, E. B.; FERREIRA NETO, J. B.; SILVA, R. C. S. C. DA. **Dissolução de ferro-nióbio em ferro fundido cinzento**. In: CONGRESSO ANUAL ABM, 54. **Anais...** São Paulo: ABM, 1999
- FARIA, L. M. et al. Heat treatment effect on the microstructure and tribological behaviour of a high chromium cast iron with 0.5% of niobium. **ISIJ International**, v. 60, n. 11, p. 2569–2575, 2020.
- MELLO, J. D. B.; DURAND-CHARRE, M.; MATHIA, T. Abrasion mechanisms of white cast iron II: influence of the metallurgical structure of V-Cr white cast irons. **Materials Science and Engineering**, v. 78, n. 2, p. 127–134, 1 mar. 1986.
- DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. 8 ed. São Paulo: Editora Artliber, 2014.

DOĞAN, Ö. N.; HAWK, J. A.; LAIRD, G. Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 28, n. 6, p. 1315–1328, June, 1997.

DUARTE, M. C. DA S. **Transições no regime de desgaste por deslizamento do aço inoxidável austenítico AISI 316L processado a plasma**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.

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, 15 dez., 2013.

GATES, J. D. Two-body and three-body abrasion: a critical discussion. **Wear**, v. 214, n. 1, p. 139–146, 1998.

GUESSER, W. L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. São Paulo: Blucher, 2009.

HE-XING et al. Effect of niobium on wear resistance of 15% Cr white cast iron. **Wear**, v. 166, n. 2, p. 197–201, 1 July, 1993.

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

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. Cambridge: Elsevier Ltd., 2017.

IBRAHIM, M. M.; EL-HADAD, S.; MOURAD, M. Enhancement of wear resistance and impact toughness of as cast hypoeutectic high chromium cast iron using niobium. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 31, n. 2, p. 72–79, 17 ago., 4Mar. 2017.

JACKSON, R., S. Austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Iron-Chromium-Carbon metastable system. **J Iron Steel Inst**, v. 208, n. 2, p. 163–167, 1970.

KATO, K. Wear mode transitions. **Scripta Metallurgical**, v. 24, n. 5, p. 815–820, May, 1990.

LEAL, L. **Tribologia**. Santa Catarina: EMC UFSC, 1981.

MACHADO, R. A. et al. **Teoria da usinagem dos materiais**. 3 ed. São Paulo: Blucher, 2015.

MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. Factors affecting the structure of chromium and chromium-molybdenum white irons. **Climax Molybdenum S.A.**, p. 1–32, 1971.

MELO, G. H. T.; CARMO, D. J. **Ferros fundidos brancos ligados: metalurgia, processos e aplicações**. Belo Horizonte: SENAI/MG, 2001.

MELO, I. N. R. . **Caracterização e avaliação da resistência ao desgaste de uma liga de ferro fundido alto cromo com adição de nióbio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018.

MELO, I. N. R. et al. Effect of niobium addition on the properties and microstructure of a high chromium cast iron alloy. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 25, n. 2, 2020.

MELO, I. N. R.; GUIMARÃES, R. P.; PINHEIRO, I. P. **Dissolução de ferro-nióbio em pó pelo processo de simples adição em ferro fundido branco com alto teor de cromo**. In: SEMINÁRIO DE ACIARIA, FUNDIÇÃO E METALURGIA DE NÃO-FERROSOS, 48. **Anais...**São Paulo: ABM, 2017

METSO. **Wear parts application guide, mining and construction technology**, 2011. Disponível em: < <http://www.metso.com>>. Acesso em: 28 out. 2020.

MORALES, I.; HORMAZA, W.; MÉNDEZ, L. Efecto del tratamiento térmico de desestabilización en el desgaste de hierros blancos de alto cromo. **Revista de Ingeniería**, v. 0, n. 30, p. 41–48, 9 out. 2009.

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

ORTEGA-CUBILLOS, P. et al. Wear resistance of high chromium white cast iron for coal grinding rolls. **Revista Facultad de Ingeniería Universidade de Antioquia**, n. 76, p. 134–142, Sept., 2015.

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

PENAGOS, J. J. et al. Structure refinement effect on two and three-body abrasion resistance of high chromium cast irons. **Wear**, v. 340–341, p. 1–6, 2015.

PENAGOS, J. J. **Efeito do refinamento da microestrutura e da adição de nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos de alto cromo**. Tese (Doutorado Ciências) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

PEREIRA, C. H. P. **Um estudo sobre a dureza e os mecanismos de desgaste de materiais metálicos em altas temperaturas**. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2010.

PEREIRA, L. R. **Efeitos da adição de nióbio no desempenho de ferros fundidos brancos de alto cromo utilizados no bombeamento de polpa na mineração**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2012.

POWELL, G. L. F.; LAIRD, G. I. Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white cast irons. **Journal of Materials Science Letters**, v. 27, n. 1, p. 29–35, 1992.

RAMOS, P. A. **Avaliação do desgaste superficial por abrasão de materiais metálicos para revestimento no processamento e extração de agregados minerais**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018.

REGATTIERI, C. N. B. **Estudo da resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos alto cromo e molibdênio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2006.

SANTOS, J. F. M. **Caracterização e estudo do amaciamento e endurecimento de ferros fundidos brancos de alto crômio**. [s.l.] Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade do Porto, Porto, 2009.

SCANDIAN, C. et al. Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-

chromium white cast iron: the relationship between microstructure and wear. **Wear**, v. 267, n. 1–4, p. 401–408, 2009.

SCHUITEK, A. J. **Estudo do comportamento de desgaste de materiais metálicos em riscamento circular**. Tese (Doutorado em Engenharia) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

SILVA, R. C. S. C. D. et al. **Aspectos fundamentais da dissolução de ferro-nióbio em ferro fundido**. In: CONGRESSO ANUAL - INTERNACIONAL, 57. **Anais...**São Paulo: ABM, 2002

SILVA, A. E. DA. **Desenvolvimento, caracterização e usinabilidade do ferro fundido branco alto cromo endurecido com e sem adição de nióbio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019.

SILVA, A. E. et al. Characterisation and machinability of high chromium hardened white cast iron with and without the addition of niobium. **Wear**, v. 460–461, n. August, 2020.

SILVA, C. S. **Análise microestrutural em altas temperaturas de um ferro fundido branco de alto cromo com molibdênio e nióbio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Paulo, São Paulo, 1999.

SILVA, G. N. **Efeito da substituição do molibdênio pelo nióbio e nióbio-boro em aços Hadfield no desempenho ao desgaste abrasivo**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Rede Temática em Engenharia de Materiais, Ouro Preto, 2004.

SINATORA, A. **Tribologia: um resgate histórico e o estado da arte**. São Paulo, 2005.

SINATORA, A.; ALBERTIN, E. **Temperabilidade de ferros fundidos de alto cromo: efeito da relação CR e do manganês**. ABIFA. **Anais...**São Paulo: 1991

SOBRAL, R. Silva Corrêa et al. **Aspectos fundamentais da dissolução do ferro-nióbio no ferro fundido**. In: CONGRESSO ANNUAL DA ABM - Aranda Editora Técnica Cultural LTDA. **Anais...**São Paulo: 2008

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. **Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys**. Tese (Doutorado na School of Engineering) University of South Australia, 1997.

THORPE, W. R.; CHICCO, B. The Fe-rich corner of the metastable C-Cr-Fe liquidus surface. **Metallurgical Transactions A**, v. 16, n. 9, p. 1541–1549, 1Sept., 1985.

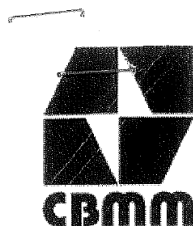
TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225–229, p. 205–214, 1Apr., 1999.

ZUM GAHR, K.-H. **Microstructure and wear of materials**. 10. ed. North Holland: Elsevier, 1987.

ZUM GAHR, K.-H.; ELDIS, G. . Abrasive wear of white cast irons. **Metals Forum**, v. 3, n. 1, p. 74–88, 1980.

APÊNDICE A – CÁLCULO DE CARGA DA LIGA BASE

Composição da carga para a fusão da "Liga Base"											
Matéria Prima	Proporção	Peso (kg)	Composição química prevista para a liga (%)								
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	Fe
Faixa pretendida			2,00 - 3,30	< 1,500	< 2,000	< 0,100	< 0,060	23,0 - 30,0	< 2,500	N/A	N/A
MP I de FFAC	45,500%	50,05	1,219	0,147	0,370	0,007	0,003	10,950	0,107	0,000	32,696
MP II de FFAC	33,000%	36,30	0,860	0,225	0,243	0,012	0,002	8,426	0,091	0,022	23,119
MP III de FFAC	17,750%	19,53	0,498	0,056	0,203	0,003	0,001	4,318	0,041	0,000	12,624
Fesi 75%	0,100%	0,11	0,000	0,069	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,023
FeNb	0,900%	0,99	0,001	0,014	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,526	0,301
Niquel	0,300%	0,33	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,293	0,000	0,007
Mn Eletrolítico	0,650%	0,72	0,000	0,016	0,631	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,003
Cr Metálico	1,800%	1,98	0,000	0,001	0,000	0,000	0,000	1,787	0,000	0,000	0,011
C.Q. para Liga 1C	100,000%	110,00	2,578	0,529	1,448	0,022	0,007	25,481	0,533	0,547	68,782
Matéria-Prima			Composição química da matéria prima (%)								
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	Fe
MP I de FFAC			2,680	0,324	0,814	0,015	0,007	24,067	0,235	0,000	71,859
MP II de FFAC			2,606	0,681	0,738	0,037	0,007	25,533	0,276	0,066	70,056
MP III de FFAC			2,804	0,317	1,144	0,016	0,007	24,325	0,232	0,000	71,119
Fesi 75%			0,043	77,049		0,024	0,001				22,883
FeNb			0,150	1,500	0,000	0,030	0,010	0,000	0,000	64,900	33,410
Niquel									97,800		2,200
Mn Eletrolítico			0,000	2,441	97,119	0,000	0,023	0,030	0,000	0,000	0,388
Cr Metálico			0,011	0,083		0,002	0,012	99,285			0,606

ANEXO A – GRANULOMETRIA FeNb - CBMM**Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração**

Córrego da Mata S/N - Araxá - MG
38.183-970 - Brasil
Tel: +55 (34) 3669-3000- Fax: +55 (34) 3669-3300

Relatório de Análise

Data:	14.02.2019
Nº Relatório:	24951
Versão:	1
Produto:	Ferro Niobio Finos <3 mm
Pedido:	AD07831
Lote:	01.041197
Quantidade (kg):	3,00
Nº Labware:	NA
Cliente:	SERVICO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL - DEPARTAMENTO REGIONAL

Nº Relatório: 24951 V.1

CBMM - Informação Restrita

Página: 1/2

A handwritten signature in black ink, appearing to read "Cleber", is positioned above a horizontal line.

Responsável: CLEBER REINALDO DA CUNHA

Cargo: ANALISTA SÊNIOR

Registro: CRQ 02411797 2ª Região