



Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Cláudio Gonçalves de Oliveira

**DESENVOLVIMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE LIGA DE FERRO  
FUNDIDO BRANCO ALTO CROMO COM ADIÇÃO DE NIÓBIO PARA  
USO EM MINERAÇÃO**

Belo Horizonte

Abril de 2015

**Cláudio Gonçalves de Oliveira**

**DESENVOLVIMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE LIGA DE FERRO  
FUNDIDO BRANCO ALTO CROMO COM ADIÇÃO DE NIÓBIO PARA  
USO EM MINERAÇÃO**

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<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Ivete Peixoto Pinheiro Silva

**Belo Horizonte**

**Abril de 2015**

*“Pensamos em demasia e sentimos bem pouco. Mais do que de máquinas, precisamos de humanidade. Mais do que de inteligência, de afeição e doçura. Sem essas virtudes, a vida será de violência e tudo será perdido. Não sois máquinas! Homens é o que sois!”*

(Charles Chaplin)

Dedico este trabalho à minha esposa Raquel, maior incentivadora, companheira de todas as horas, apoio e auxílio constantes em todos os momentos difíceis e quem compartilha, com imenso carinho e amor, os momentos felizes.

## **AGRADECIMENTOS**

Para chegar à conclusão deste trabalho não caminhei sozinho!

Diversas foram as contribuições recebidas e, embora correndo o risco de esquecer de agradecer a algumas delas, arrisco-me aqui a expressar os meus agradecimentos.

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

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

À minha amada esposa, Raquel, minha maior incentivadora, companheira, cúmplice e parceira.

À minha filha Laura, melhor pedaço de mim.

À minha irmã Édila, exemplo de força, perseverança, serenidade e carinho.

Aos demais familiares, minha irmã Cláudia, cunhados Reginaldo e Mário, sobrinhos Igor, Ana Cláudia e Yasmin, por me fazerem sentir parte de algo maior: uma família unida!

À toda família Quirino (e agregados), que acompanharam todo o meu esforço e conseqüente crescimentos pessoal e profissional, agradeço pelo carinho e atenção sempre a mim dedicados.

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

Aos professores Wellington Lopes e Geralda Cristina Godoy que compõem a banca, agradeço pelas contribuições.

A todos os professores do Mestrado em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, pelo aprendizado proporcionado e incentivo à pesquisa, em especial, Prof. Rogério Xavier e Prof. Sandro Santos.

À secretária Ivete Aires, técnico de laboratório Bruno Cordeiro e estagiário Alair Guedes, do departamento do Mestrado em Engenharia de Materiais, pela atenção e colaboração.

Aos colegas de turma que dividiram conhecimentos, angústias, apreensões e conquistas. Valeu à pena!

Aos amigos: Josias (amigo para o que der e vier!), Cristiano (Metalúrgica Soares), Marcial Godói e Reyler (Senai/Cetef), pela atenção e colaboração.

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

Deus abençoe a todos!

## RESUMO

O desgaste de equipamentos é causado por desintegração do material devido à interação entre componentes da máquina, como resultado de uma tensão aplicada na superfície, levando à perda de eficiência, causando vibração, desalinhamento e, em casos extremos, trincas que podem levar à fratura e danificar o equipamento completamente. Em se tratando de mineradoras, o desgaste é causa de problemas operacionais e gera elevados custos. Por isto, os chutes de transferência de minérios dos diversos equipamentos, tais como: transportadores, peneiras, britadores, alimentadores, dentre outros, são revestidos por placas de desgaste, importantes componentes que sofrem os constantes desgastes por abrasão e impacto e são projetadas especificamente para estes fins, sobretudo para proteger a parte estrutural dos chutes evitando-se assim, danos ao equipamento e pontos de fuga e vazamento de minério. No entanto, dependendo do tipo de liga utilizada para a confecção destas placas, o desgaste pode ser mais ou menos prematuro, sendo necessária sua reposição em um curto espaço de tempo. Este estudo objetivou o desenvolvimento de uma liga de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio para confecção de placas de desgaste, e correlacionar a sua microestrutura e propriedades com a liga amplamente já utilizada em mineração, composta unicamente de ferro fundido branco alto cromo. Foram produzidas para testes em laboratório, três tipos de liga, com e sem tratamento térmico, sendo, uma em ferro fundido branco alto cromo com 25% Cr e, outras duas, em ferro fundido branco alto cromo com adição de 0,9 e 1,6% Nb. Foram realizados ensaios de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, difração de raios X, dureza, microdureza e de abrasão para determinação da: (i) microestrutura; (ii) composição química, (iii) dureza e (iv) resistência à abrasão. Os resultados dos testes de laboratório foram correlacionados e identificadas as contribuições da adição do nióbio para modificação da microestrutura. Considerando que as perdas operacionais e financeiras causadas pelo desgaste é uma das maiores preocupações das indústrias em todo o mundo, este estudo se propôs a contribuir para o conhecimento científico, o desenvolvimento tecnológico e a inovação na área de desgaste.

**Palavras-Chave:** Tribologia, Desgaste, Placa de Desgaste, Ferro Fundido Branco, Nióbio.

## ABSTRACT

The equipment wear is caused by the disintegration of the interaction between components of the machine as a result of stress applied to the surface of material, leading to loss of efficiency, causing vibration and misalignment in extreme cases, cracks that can lead to fracture and damage the equipment completely. In the case of mining, wear is cause of operational problems and generates high costs. Therefore, the ore transfer chutes of various equipment, such as conveyors, screens, crushers, feeders, among others, are coated wear plates, important components that suffer the constant wear by abrasion and impact and are designed specifically for these purposes, mainly to protect the structural part of the chutes thus avoiding, equipment damage and leakage point and loss of ore. However, depending on the type of alloy used to fabricate these plates, the wear can be more or less early, requiring their replacement in a short time. This study aimed at the development of a cast iron alloy with high chrome white addition of niobium for the manufacture of wear plates, and to correlate microstructure with alloy already widely used in mining, consisting solely of high chromium white cast iron. To this were produced for testing in the laboratory, three types of alloy, with and without heat treatment, and one in high chromium white cast iron with 25% Cr and the other two in high chromium white cast iron with the addition of 0.9 and 1.6% Nb. Tests were performed with optical microscopy, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, hardness, micro hardness and abrasion to determine: (i) microstructure; (ii) chemical composition, (iii) hardness and (iv) resistance to abrasion. The results of laboratory tests were correlated and identified the inputs of the addition of niobium to the microstructure modification. Whereas the operational and financial losses caused by wear are a major concern of industries around the world, this study aimed to contribute to scientific knowledge, technological development and innovation in the wear.

**Keywords:** Tribology, Wear, Wear Plates, Cast Iron White, Niobium.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Chute de transferência de minérios.....	22
Figura 2 - Placa de desgaste 390x190x40mm com parafusos e porcas introduzidos.....	23
Figura 3 - Chute com furo devido ao desprendimento da placa de desgaste após 15 dias de operação.....	24
Figura 4 - Condições da placa de desgaste após 15 dias de operação.....	24
Figura 5 - Pintura rupestre demonstrando o transporte de colosso egípcio utilizando-se a aspersão de líquido para a redução de atrito a cerca de 1900 A.C.....	30
Figura 6 - Tribômetros desenvolvidos por Leonardo da Vinci, para a determinação da força de atrito entre objetos em superfícies horizontais e inclinadas (a); considerando o efeito da área aparente na força de atrito (b); o emprego de polia para medida da força de atrito (c) e o torque devido ao atrito num cilindro (meio mancal) (d).....	31
Figura 7 - Causas de falha e sua perda relativa sobre a economia.....	35
Figura 8 - Fatores que influenciam no desgaste de estruturas.....	35
Figura 9 - Mecanismos de desgaste.....	37
Figura 10 - Desenho esquemático do desgaste do tipo Adesivo.....	38
Figura 11 - Desenho esquemático do desgaste do tipo Abrasivo.....	38
Figura 12 - Desenho esquemático do desgaste por Fadiga.....	39
Figura 13 - Desenho esquemático do desgaste do tipo Corrosivo.....	39
Figura 14 - Diagrama dos processos de desgaste em função do elemento interfacial.....	40
Figura 15 - Demonstração esquemática da classificação do desgaste abrasivo: abrasão entre dois corpos (a) e abrasão entre três corpos (b).....	42
Figura 16 - Classificação do Desgaste Abrasivo.....	43
Figura 17 - Micromecanismos de desgaste por abrasão.....	45
Figura 18 - Ocorrência dos três micromecanismos de desgaste: (a) sulcamento; (b) formação de proa e (c) corte; em função da profundidade de penetração.....	46
Figura 19 - Representação esquemática de Abrasômetro Roda de Borracha..	47
Figura 20 - (a) Tribômetro pino-contra-disco do Laboratório de Tribologia e	

<p>           Materiais da Universidade de Uberlândia. (b) Desenho esquemático do ensaio pino sobre disco.....         </p>	48
<p>           Figura 21 - Fluxograma do processo de fundição.....         </p>	49
<p>           Figura 22 - Processo de fundição.....         </p>	50
<p>           Figura 23 - Etapa para produção manual de um molde em areia.....         </p>	52
<p>           Figura 24 - Diagrama de fases ternário Fe-Cr-C à 1000°C.....         </p>	63
<p>           Figura 25 - Fluxograma da parte experimental.....         </p>	77
<p>           Figura 26 - Moldes dos corpos de prova.....         </p>	80
<p>           Figura 27 - Moldes das placas de desgaste.....         </p>	81
<p>           Figura 28 - Cadinho com adição de sucata de Cr.....         </p>	81
<p>           Figura 29 - Alimentação do cadinho e fusão da carga base.....         </p>	82
<p>           Figura 30 - Adição de FeSi.....         </p>	82
<p>           Figura 31 - Aquecimento da panela de vazamento da liga.....         </p>	83
<p>           Figura 32 - Adição de FeNb e carburante.....         </p>	83
<p>           Figura 33 - Adição de escorificante no banho líquido.....         </p>	84
<p>           Figura 34 - Remoção da escória sobre o banho líquido.....         </p>	84
<p>           Figura 35 - Retirada da primeira amostra para análise química.....         </p>	85
<p>           Figura 36 - Análise da composição química.....         </p>	85
<p>           Figura 37 - Preenchimento do molde do corpo de prova.....         </p>	86
<p>           Figura 38 - Preenchimento do molde da placa de desgaste.....         </p>	87
<p>           Figura 39 - Retirada da terceira amostra.....         </p>	88
<p>           Figura 40 - Vazamento da Liga 3 com 1,66% Nb.....         </p>	89
<p>           Figura 41 - Ferro Nióbio não dissolvido no fundo do cadinho.....         </p>	89
<p>           Figura 42 - Ferro Nióbio não dissolvido retirado no fundo do cadinho.....         </p>	90
<p>           Figura 43 - Preenchimento do molde do corpo de prova.....         </p>	90
<p>           Figura 44 - Preenchimento do molde da placa de desgaste.....         </p>	91
<p>           Figura 45 - Equipamentos utilizados no tratamento térmico das Ligas 1, 2 e 3.....         </p>	92
<p>           Figura 46 - Corpos de Prova das Ligas 1, 2 e 3.....         </p>	93
<p>           Figura 47 - Amostra para ensaio de metalografia.....         </p>	93
<p>           Figura 48 - Análise das imagens de microscopia eletrônica de varredura.....         </p>	94
<p>           Figura 49 - Durômetro dureza Rockwell.....         </p>	95
<p>           Figura 50 - Corpo de impacto do durômetro.....         </p>	95

Figura 51 - Equipamento Ensaio de Abrasão Roda de Borracha.....	97
Figura 52 - Detalhe do fluxo abrasivo durante a realização do ensaio.....	97
Figura 53 - Difratoograma de Raios X da Liga 1 com tratamento térmico.....	99
Figura 54 - Difratoograma de Raios X da Liga 2 com tratamento térmico.....	99
Figura 55 - Difratoograma de Raios X da Liga 3 com tratamento térmico.....	100
Figura 56 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (Liga 1) sem tratamento térmico e sem ataque químico.....	101
Figura 57 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (Liga 1) sem tratamento térmico, com ataque químico Vilella.....	101
Figura 58 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (Liga 1) com tratamento térmico e sem ataque químico.....	102
Figura 59 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (Liga 1) com tratamento térmico e ataque químico Vilella.....	102
Figura 60 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 0,9% Nb (Liga 2) sem tratamento térmico e sem ataque químico.....	103
Figura 61 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 0,9% Nb (Liga 2) sem tratamento térmico, com ataque químico Vilella.....	103
Figura 62 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 0,9% Nb (Liga 2) com tratamento térmico e sem ataque químico.....	104
Figura 63 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 0,9% Nb (Liga 2) com tratamento térmico e ataque químico Vilella.....	104
Figura 64 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 1,6% Nb (Liga 3) sem tratamento térmico e sem ataque químico.....	105
Figura 65 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 1,6% Nb (Liga 3) sem tratamento térmico, com ataque químico Vilella.....	105
Figura 66 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 1,6% Nb (Liga 3) com tratamento térmico e sem ataque químico.....	106
Figura 67 - Inclusão não metálica na Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 1,6% Nb (Liga 3) com tratamento térmico e sem ataque químico.....	106
Figura 68 - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 1,6% Nb (Liga 3) com tratamento térmico e ataque químico Vilella.....	107
Figura 69 - Microscopia Eletrônica de Varredura da extremidade da amostra	

da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 500X.....	107
Figura 70 - Microscopia Eletrônica de Varredura da extremidade da amostra da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	108
Figura 71 - Microscopia Eletrônica de Varredura do núcleo da amostra da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 500X.....	108
Figura 72 - Microscopia Eletrônica de Varredura do núcleo da amostra da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	109
Figura 73 – Microanálise EDS do núcleo da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	110
Figura 74 – Microanálise EDS da extremidade da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	111
Figura 75 – Mapeamento Químico do ponto 3 da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	112
Figura 76 – Gráfico do Mapeamento Químico no ponto 3 da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	113
Figura 77 – Microscopia eletrônica de varredura da extremidade da Liga 2 tratada termicamente com ampliação de 500X.....	113
Figura 78 – Microscopia eletrônica de varredura da extremidade da Liga 2 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	114
Figura 79 – Microscopia eletrônica de varredura do núcleo da Liga 2 tratada termicamente com ampliação 500X.....	114
Figura 80 – Microscopia eletrônica de varredura do núcleo da Liga 2 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	115
Figura 81 – Microanálise EDS do núcleo da amostra da Liga 2 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	116
Figura 82 – Microanálise EDS da extremidade da amostra da Liga 2 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	117
Figura 83 – Mapeamento Químico no ponto 2 da Liga 2 - Ampliação 1000X...	118
Figura 84 – Mapeamento Químico do Nb no ponto 2 da Liga 2 - Ampliação 1000X.....	119
Figura 85 – Gráfico do Mapeamento Químico no ponto 4 da Liga 2 - Ampliação 1000X.....	119
Figura 86 – Microscopia eletrônica de varredura da extremidade da Liga 3	

tratada termicamente com ampliação de 500X.....	120
Figura 87 – Microscopia eletrônica de varredura da extremidade da Liga 3 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	120
Figura 88 – Microscopia eletrônica de varredura do núcleo da Liga 3 tratada termicamente com ampliação 500X.....	121
Figura 89 – Microscopia eletrônica de varredura do núcleo da Liga 3 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	121
Figura 90 – Microanálise EDS do núcleo da Liga 3 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	122
Figura 91 – Microanálise EDS da extremidade da Liga 3 tratada termicamente com ampliação 1000X.....	123
Figura 92 – Mapeamento Químico da Liga 3 - Ampliação 1000X.....	124
Figura 93 – Mapeamento Químico do Nb da Liga 3 - Ampliação 1000X.....	125
Figura 94 – Gráfico do Mapeamento Químico da Liga 3 - Ampliação 1000X....	125
Figura 95 – Imagens da medição dos NbC da extremidade com ampliação de 1000X.....	127
Figura 96 – Imagens da medição dos NbC do núcleo com ampliação de 1000X.....	128
Figura 97 – Testes de análise da homogeneidade dos NbC da extremidade e núcleo da amostra.....	129
Figura 98 – Testes de análise da homogeneidade dos NbC da extremidade e núcleo da amostra.....	130
Figura 99 – Preparação das superfícies das placas para medições de dureza.....	131
Figura 100 – Calibração do durômetro com bloco padrão para medição na escala Rockwell C.....	131
Figura 101 – Medição da dureza ao longo da espessura da placa de desgaste tratada termicamente.....	132
Figura 102 – Valores de Dureza da Placa da Liga 1 tratada termicamente.....	132
Figura 103 – Valores de Dureza da Placa da Liga 2 tratada termicamente.....	133
Figura 104 – Valores de Dureza da Placa da Liga 3 tratada termicamente.....	133
Figura 105 - Isoterma 1050° C Sistema Fe-Cr-C Thermo-calc banco de dados TCFE7.....	134

Figura 106 - Resultado Microdureza Liga 1 sem tratamento térmico.....	136
Figura 107 - Resultado Microdureza Liga 1 com tratamento térmico.....	136
Figura 108 - Pontos de medição de Microdureza Liga 1 com tratamento térmico e ampliação 400X.....	137
Figura 109 - Resultado Microdureza Liga 2 sem tratamento térmico.....	137
Figura 110 – Resultado Microdureza Liga 2 com tratamento térmico.....	138
Figura 111 – Pontos de medição de Microdureza Liga 2 com tratamento térmico com ampliação 400X.....	138
Figura 112 – Microdureza Liga 3 sem tratamento térmico.....	139
Figura 113 – Resultado Microdureza Liga 3 com tratamento térmico.....	139
Figura 114 – Pontos de medição de Microdureza Liga 3 com tratamento térmico com ampliação 400X.....	140
Figura 115 – Superfície dos corpos de prova após o ensaio de abrasão.....	141

## LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Normas Técnicas do Ferro Fundido.....	58
Quadro 2 - Classes de Ferro Fundido Branco.....	65
Quadro 3 - Registros da fusão da Liga 2.....	87
Quadro 4 - Registros da fusão da Liga 3.....	91

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química das ligas.....	78
Tabela 2 - Composição química da matriz das ligas testadas.....	98
Tabela 3 - Resultados obtidos nos ensaios de abrasão.....	141



## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

ABNT	-	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	-	American Iron and Steel Institute
AL	-	Alumínio
ASME	-	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	-	American Society for Testing Materials
B	-	Boro
C	-	Carbono
CBMM	-	Companhia Brasileira de Metalurgia e Metais
Cdp	-	Corpo de prova
Co	-	Cobalto
Cr	-	Cromo
Cu	-	Cobre
DIN	-	Deutsches Institut für Normung
IBRAM	-	Instituto Brasileiro de Mineração
IDT	-	Instituto de Engenharia e Tecnologia
Fe	-	Ferro
FeSi	-	Ferro Silício
FFBAC	-	Ferro Fundido Branco Alto Cromo
Mn	-	Manganês
MEV	-	Microscópio eletrônico de varredura
Mi	-	Massa inicial
Mf	-	Massa final
mm	-	Milímetro
Mo	-	Molibidênio
N	-	Nitrogênio

Nb	-	Nióbio
NBR	-	Norma brasileira
Ni	-	Níquel
OECD	-	Organização para a Cooperação e Desenvolvimento Econômico
ONU	-	Organização das Nações Unidas
P	-	Fósforo
Pm	-	Perda de massa
Pmc	-	Perda de massa corrigida
PIB	-	Produto Interno Bruto
Pv	-	Perda de volume
RPM	-	Rotações por minutos
S	-	Enxofre
SAE	-	Society of Automotive Engineers
Sb	-	Antimônio
Si	-	Silício
Sn	-	Estanho
Ti	-	Titânio
TT	-	Tratamento Térmico
UNESC	-	Universidade do Extremo Sul Catarinense
V	-	Vanádio
W	-	Tungstênio
$\varnothing_i$	-	Diâmetro inicial
$\varnothing_f$	-	Diâmetro final
$\mu\text{m}$	-	Micrômetro
$\lambda$	-	Lâmbida

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	22
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS</b> .....	26
<b>2.1</b>	<b>Geral</b> .....	26
<b>2.2</b>	<b>Específicos</b> .....	26
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	27
<b>3.1</b>	<b>Tribologia: Conceito e Breve Histórico</b> .....	27
<b>3.2</b>	<b>Princípios Básicos da Tribologia</b> .....	32
3.2.1	Definições de desgaste .....	32
3.2.2	Impactos econômicos relativos ao desgaste .....	33
3.2.3	Fatores de desgaste .....	36
3.2.4	Mecanismos de desgaste .....	36
3.2.5	Desgaste abrasivo .....	41
3.2.5.1	<i>Classificação do desgaste abrasivo</i> .....	42
3.2.5.2	<i>Micromecanismos de desgaste abrasivo</i> .....	44
<b>3.3</b>	<b>Fundição</b> .....	48
<b>3.4</b>	<b>Ferros Fundidos</b> .....	53
3.4.1	Tipos de liga de ferros fundidos .....	54
3.4.2	Fatores preponderantes na determinação da estrutura do ferro fundido .....	55
3.4.3	Componentes estruturais dos ferros fundidos .....	56
3.4.4	Normas técnicas do ferro fundido .....	57
<b>3.5</b>	<b>Ferros Fundidos Brancos</b> .....	57
3.5.1	Efeito dos elementos de liga .....	59
3.5.2	Tratamentos térmicos .....	61
3.5.3	Classes de ferro fundido branco .....	64
3.5.3.1	Ferros fundidos brancos alto cromo.....	65
3.5.3.2	Ferros fundidos brancos alto cromo e molibdênio .....	67
<b>3.6</b>	<b>Nióbio</b> .....	68
3.6.1	Os efeitos do níobio em ferro fundido branco .....	70
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	77

<b>4.1</b>	<b> Materiais.....</b>	<b>78</b>
4.1.1	Definição da composição química das ligas .....	78
4.1.2	Materiais e equipamentos para a fundição dos corpos de prova e placas de desgaste .....	79
<b>4.2</b>	<b> Métodos .....</b>	<b>80</b>
4.2.1	Fabricação dos moldes dos corpos de prova e placas de desgaste ....	80
4.2.2	Fusão da Liga 2 em ferro fundido branco alto cromo com adição de 1,0% de Nb.....	81
4.2.3	Fusão da Liga 3 em ferro fundido branco alto cromo com adição de 1,5% de Nb.....	88
4.2.4	Tratamento térmico das ligas 1, 2 e 3.....	91
4.2.5	Ensaio de difração de raios X .....	93
4.2.6	Ensaio de metalografia .....	93
4.2.7	Ensaio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) .....	94
4.2.8	Ensaio de dureza .....	94
4.2.9	Ensaio de microdureza .....	96
4.2.10	Ensaio de abrasão Roda de Borracha.....	96
4.2.11	Rebarbação dos corpos de prova e das placas de desgaste.....	97
<b>5</b>	<b> RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>98</b>
<b>5.1</b>	<b> Análise Química .....</b>	<b>98</b>
<b>5.2</b>	<b> Ensaio de Difração de Raios X .....</b>	<b>98</b>
<b>5.3</b>	<b> Ensaio de Metalografia .....</b>	<b>101</b>
<b>5.4</b>	<b> Ensaio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) .....</b>	<b>107</b>
5.4.1	Ensaio MEV da Liga 1 .....	107
5.4.1.1.	<i>Resultados de microanálises da Liga 1 .....</i>	<i>109</i>
5.4.1.2	<i>Resultados do mapeamento químico da Liga 1 .....</i>	<i>112</i>
5.4.2	Ensaio MEV da Liga 2 .....	113
5.4.2.1	<i>Resultados de microanálises da Liga 2 .....</i>	<i>115</i>
5.4.2.2	<i>Resultados de mapeamento químico da Liga 2 .....</i>	<i>118</i>
5.4.3	Ensaio MEV da Liga 3 .....	120
5.4.3.1	<i>Resultados de microanálises da Liga 3 .....</i>	<i>121</i>
5.4.3.2	<i>Resultados de mapeamento químico da Liga 3 .....</i>	<i>124</i>
<b>5.5</b>	<b> O Uso da Estatística Inferencial.....</b>	<b>126</b>

<b>5.6</b>	<b>Ensaio de Dureza .....</b>	<b>130</b>
<b>5.7</b>	<b>Ensaio de Microdureza.....</b>	<b>135</b>
<b>5.8</b>	<b>Ensaio de Abrasão.....</b>	<b>140</b>
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>143</b>
<b>7</b>	<b>TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>145</b>
	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>146</b>
	<b>ANEXO A – CARACTERÍSTICAS, APLICAÇÕES E COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE REFERÊNCIA DE FERROS FUNDIDOS BRANCOS .....</b>	<b>152</b>

## 1 INTRODUÇÃO

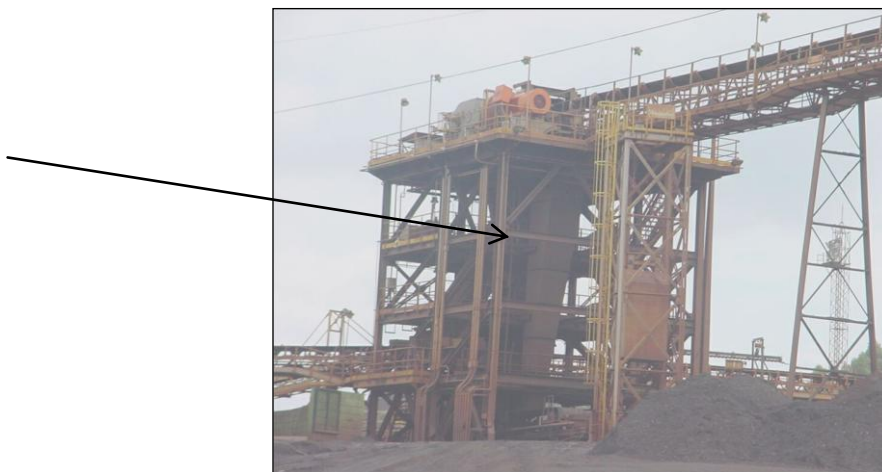
Especificamente no setor de mineração de ferro, o desgaste por abrasão é causa de problemas operacionais e gera elevados custos. Por ser um material altamente abrasivo, o minério de ferro, durante o seu processo de beneficiamento, ocasiona, nos vários equipamentos eletromecânicos das instalações de tratamento, desgastes em suas estruturas, implicando em várias perdas, tais como: paradas prolongadas para substituição dos revestimentos, altos custos dos materiais de desgaste, riscos de acidentes devido à grande dificuldade nas manutenções e impactos ambientais, como, por exemplo, a fuga do minério pelas fraturas na estrutura dos equipamentos.

O fluxo produtivo na mineração de ferro consiste das etapas de extração, britagem, moagem e tratamento do minério. Posteriormente, têm-se as etapas de sinterização e ou pelletização.

O tratamento de minérios é um processo no qual o minério bruto é submetido a um conjunto de operações com o objetivo principal de transformá-lo em produtos, com características físicas e químicas dentro de certas especificações ou limites.

Dentre os equipamentos de tratamento de minério de ferro destacam-se os chutes de transferência (Figura 1 - assinalado com seta), que são estruturas metálicas revestidas por placas de desgastes e que tem por função a transferência de minérios de um transportador de correia para outro.

**Figura 1** - Chute de transferência de minérios



**Fonte:** Produzida pelo autor (2009).

Por serem pontos de constantes impactos e atritos e, conseqüentemente, de frequente desgaste, os chutes de transferência de minérios dos diversos equipamentos: transportadores, peneiras, britadores, alimentadores, dentre outros, são revestidos por placas de desgaste. As placas de desgaste são importantes componentes, que revestindo tais equipamentos, sofrem os constantes atritos e impactos e são projetadas especificamente para estes fins, sobretudo para proteger a parte estrutural dos chutes evitando-se assim, danos ao equipamento e pontos de fuga e vazamento de minério.

No entanto, dependendo do tipo de liga utilizada para a confecção destas placas, o desgaste pode ser mais ou menos prematuro, sendo necessária sua reposição em um curto espaço de tempo, gerando perdas substanciais de produção, desperdício de recursos naturais, danos ambientais e elevados custos de manutenção, além de riscos de acidentes pessoais pelas difíceis condições de trabalho.

Usualmente, as placas de desgaste utilizadas nos chutes de transferência de minérios, têm sido fabricadas em ferro fundido branco, segundo a norma ASTM A532 Classe II tipo D, de composição química com cromo variando de 18 a 23% e dureza média de 550 Brinell (HB), sem tratamento térmico (Figura 2). (OLIVEIRA, 2009).

**Figura 2** - Placa de desgaste 390x190x40mm com parafusos e porcas introduzidos.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2009).

Em um trabalho anterior, Oliveira (2009, p.24) constatou que na parte inferior do chute, a durabilidade de tais placas Classe II, tipo D é insatisfatória, ocorrendo o seu desprendimento, furo na parede do chute e vazamentos de minério, ocasionando paradas não programadas do sistema para manutenções corretivas e consequentes perdas de produtividade e impactos ambientais (Figuras 3 e 4).

Portanto, identificar materiais que combinem alta resistência ao desgaste abrasivo e, ao mesmo tempo, resistência ao impacto é um grande desafio para pesquisadores e profissionais que atuam nesta área, “concentrando-se os esforços em adequar os materiais das quais os mesmos são fabricados, na tentativa de melhorar sua qualidade” (SIRIANI, 1972, p. 1).

**Figura 3** - Chute com furo devido ao desprendimento da placa de desgaste após 15 dias de operação



**Fonte:** Produzida pelo autor (2009).

**Figura 4** - Condições da placa de desgaste após 15 dias de operação



**Fonte:** Produzida pelo autor (2009).



Pesquisas diversas, tais como as de Farah (1997), Guessser e Guedes (1997), Silva (2004), Nylén (2007), Péres, Gas e Maugis (2007), Souza (2012) destacam a importância da adição do nióbio na microestrutura de diversos tipos de ligas, o que melhora significativamente as suas propriedades mecânicas, devido à formação de carbonetos de alta dureza e também com alta resistência ao desgaste.

Levando-se em consideração os resultados positivos das pesquisas citadas, este estudo objetivou o desenvolvimento de uma liga de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio para confecção de placas de desgaste e a correlação da sua microestrutura com a liga amplamente já utilizada em mineração, composta unicamente de ferro fundido branco alto cromo.

Foram realizados ensaios de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, difração de raios X, dureza, microdureza e de abrasão para determinação da: (i) microestrutura; (ii) composição química, (iii) dureza e (iv) resistência à abrasão. Os resultados dos testes de laboratório foram correlacionados e, identificadas, as contribuições da adição do nióbio para modificação da microestrutura.

Considerando que as perdas operacionais e financeiras causadas pelo desgaste é uma das maiores preocupações das indústrias em todo o mundo, este estudo se propôs a contribuir para o conhecimento científico, o desenvolvimento tecnológico e a inovação na área de desgaste.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Geral**

Desenvolver e caracterizar ligas de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio para confecção de placas de desgaste utilizadas em mineração.

### **2.2 Específicos**

- Produzir, em fundição, ligas em ferro fundido branco alto cromo e em ferro fundido alto cromo com adição de nióbio.
- Submeter as amostras das ligas a ensaios de laboratório, identificar e descrever: (i) composição química; (ii) análise da microestrutura; (iii) dureza; (iv) microdureza; (v) resistência à abrasão.
- Identificar os tipos de carbonetos complexos presentes nas ligas com e sem adição de nióbio.
- Correlacionar as microestruturas, a dureza, a microdureza e a resistência à abrasão da liga de ferro fundido branco alto cromo com as ligas em ferro fundido alto cromo com adição de nióbio.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Tribologia: Conceito e Breve Histórico

“Tribologia” vem do grego “*Τριβο*” e “*Λογος*”, respectivamente, “tribos” que significa roçar-esfregar e “logos”, estudo. Em uma tradução literal, Tribologia significa “Estudo do Atrito”, ou a “Ciência que estuda o atrito”. Segundo Hutchings (1992), tribologia é o estudo do atrito, desgaste e lubrificação.

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

Conforme Sinatora (2005), a tribologia se dedica, ao estudo do desgaste, do atrito e, por conseguinte, da lubrificação, como forma tradicional de minimizar seus efeitos negativos. Apoiando-se na mecânica, física, química e ciências dos materiais, não traz, portando, nenhum conhecimento novo.

Embora a palavra tribologia, em sua atual conotação, seja relativamente nova, datada do Século XX, o assunto a que se refere não o é, incluindo os tópicos relativos ao atrito, desgaste e lubrificação. Desde a invenção da roda, que é anterior a qualquer registro histórico existente, há uma preocupação do homem em reduzir o atrito nos movimentos de rotação e de translação (STOETERAU, 2004).

Para Winer (1990), o que se fez em 1966 foi apenas conferir um foco, um fator unificador, que é a aplicação dos conhecimentos básicos para prever o comportamento de sistemas físicos, ou seja, de triboelementos que são utilizados em sistemas mecânicos.

---

<sup>1</sup> “*the science and technology of interacting surfaces in relative motion and the practices related thereto*”

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

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

Em seu estado da arte sobre a tribologia, Sinatora (2005) relata que depois que o homem começou a exercer sua ação de transformação da natureza em busca de satisfazer suas necessidades cotidianas de proteção e alimentação,, outros tipos de evidências de ações tribológicas passaram a fazer parte da vida na terra. Um exemplo clássico foi o desenvolvimento da capacidade de fazer fogo, provavelmente mediante a percussão de pedras de sílex (*flint stones*) ou esfregando pedaços de madeira uns contra os outros. Para Perlés (1998), a partir daí, o homem diferenciou-se definitivamente de seus ancestrais, pois, entre outras coisas, adquiriu a possibilidade de assar e, como indicam estudos arqueológicos, de cozer seus alimentos, há cerca de 500 mil anos.

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

Para Radi et. al. (2007), no período Paleolítico o fogo era gerado pelo atrito de pedaços de madeira ou lascas de pedras. Já no período Mesolítico, o homem descobre novos materiais e técnicas a serem utilizados na confecção das ferramentas de trabalho, como instrumentos de caça mais eficientes e avançados.

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

Ainda segundo Stoeterau (2004), o mais antigo registro do uso de rodas em veículos provem de tábuas da Suméria, na antiga Babilônia, e datam de 3.500 A.C.

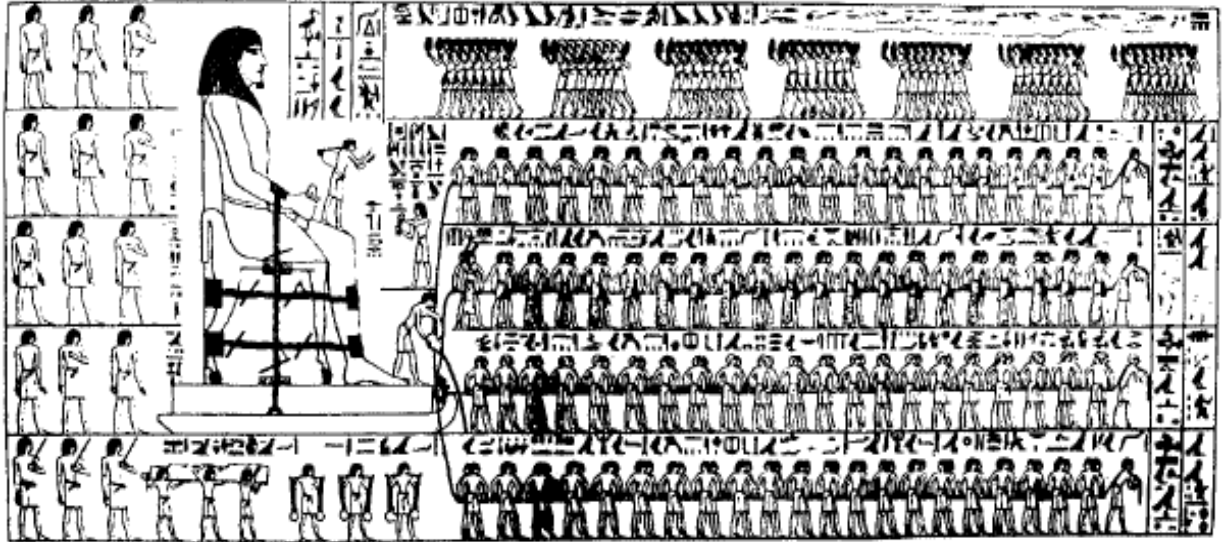
Tanto nas versões de Radi et. al. (2007), quanto de Stoeterau (2004), algumas pinturas rupestres e descobertas arqueológicas testemunham a participação da tribologia na história da humanidade, principalmente para a redução do atrito. Numa tumba egípcia, encontrou-se o que parece ser o primeiro registro pictórico de um tribologista em ação (Figura 5). Os egípcios usavam trenós para transportar uma enorme e pesada estátua. Na imagem 172 escravos foram usados para arrastar a estátua que pesava em torno de 600kN (60 ton.). Sobre os pés da estátua pode ser visto um homem jogando líquido no caminho para reduzir o atrito e possibilitar o transporte da estátua. Esta figura mostra também, homens carregando pranchas planas e jarros contendo, possivelmente lubrificante.

Leonardo da Vinci (1452–1519), considerado o pai da tribologia moderna, deu importantes contribuições para o entendimento dos fenômenos de atrito e desgaste.

Segundo Zum Gahr, (1987, *apud* SUSKI, 2004), por meio de seus estudos ele mediu forças de atrito em planos horizontais e inclinados, demonstrou que estas são dependentes da força normal ao deslizamento dos corpos e independentes da área de contato aparente, propôs uma distinção entre atrito de escorregamento e de

rolamento e introduziu o coeficiente de atrito como sendo proporcional à força normal.

**Figura 5** - Pintura rupestre demonstrando o transporte de colosso egípcio utilizando-se a aspensão de líquido para a redução de atrito a cerca de 1900 A.C

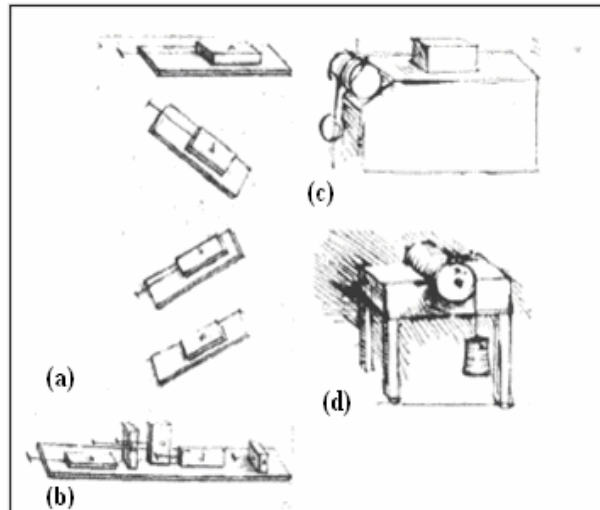


Fonte: Halling (1983).

Para Sinatora (2005), dentre as mais significativas contribuições de da Vinci para a tribologia são suas descobertas sobre rolamentos, determinação da força de atrito entre objetos em superfícies horizontais e inclinadas. Na figura 6 são mostrados os desenhos dos equipamentos desenvolvidos por ele para a determinação da força de atrito. Estes, sem dúvida, constituem-se nos primeiros tribômetros documentados na história da civilização.

Segundo Dowson (1979) em seu livro intitulado *History of tribology*, outros pioneiros da tribologia foram Guillaume Amontons (1663-1705), John Theophilus Desaguliers (1683-1744), Leonard Euler (1707-1783), Charles-Augustin Coulomb (1736 – 1806) e Charles Hatchett (1760-1820), Osborne Reynolds (1842-1919), Heirich Rudolph Hertz (1869 – 1851), George Vogelpohl (1900-1975), Frank Philip Boluden (1903-1968). Estes cientistas e muitos outros deram importantes contribuições para o desenvolvimento da tribologia.

**Figura 6** - Tribômetros desenvolvidos por Leonardo da Vinci, para a determinação da força de atrito entre objetos em superfícies horizontais e inclinadas (a); considerando o efeito da área aparente na força de atrito (b); o emprego de polia para medida da força de atrito (c) e o torque devido ao atrito num cilindro (meio mancal) (d).



Fonte: Sinatora (2005, p. 10).

Para Stoeterau (2005, p. 12), desde o início do século XX, impulsionados pela demanda industrial, o conhecimento em todas as áreas da tribologia expandiu-se enormemente e a tribologia apresenta diferentes interesses nas diversas áreas do conhecimento tecnológico, com uma série de disciplinas científicas se ocupando de problemas tribológicos, tais como: a ciência dos materiais, com o desenvolvimento de materiais tribológicos especiais; a química, com o estudo de lubrificantes, aditivos e problemas de camada limite; a física, com estudos de novos materiais e processos de revestimentos, e estudo do atrito no nível atômico / quântico; a fabricação, com estudo da qualidade de superficial proveniente da fabricação e suas relações com a tribologia; a metrologia, com a qualificação das superfícies tribológicas e a automação de sistemas; o projeto, com a aplicação de superfícies tribológicas; a automação, com o estudo da influência do atrito em sistemas de controle; entre outras.

### 3.2 Princípios Básicos da Tribologia

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

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

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

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

#### 3.2.1 Definições de desgaste

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

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

Segundo o Instituto Alemão para Normatização - DIN, em sua norma DIN 50 320 (1997), o desgaste é definido como sendo a perda progressiva de substâncias de um corpo sólido, causada por ação mecânica, isto é, por contato e movimento relativo de um contra-corpo sólido, líquido ou gasoso.

Segundo a Organização para Cooperação Econômica e Desenvolvimento - OECD - da ONU, desgaste pode ser definido como sendo um dano progressivo que envolve a perda de material que ocorre na superfície de um componente como resultado de um movimento relativo a um componente adjacente.



Para Castro (2010, p. 16), “normalmente o termo desgaste refere-se a dano ao material, geralmente envolvendo perda de material, devido ao movimento relativo entre superfícies em contato direto ou entre superfície e substâncias existentes entre as mesmas”.

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

### 3.2.2 Impactos econômicos relativos ao desgaste

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

Dezoito anos depois, Rabinowicz (1984 *apud* SINATORA, 2005) verificou que os valores correspondentes a perdas devido ao desgaste estavam muito subestimados pelo relatório Jost. Ele comparou as perdas de 58 bilhões, apenas na indústria automotiva dos EUA, com o Produto Interno Bruto – PIB, naquele ano (1984), de aproximadamente 3 trilhões de dólares. Diante disto fez nova estimativa de que as perdas por desgaste seriam de 180 bilhões de dólares (6% do PIB), comparável, segundo aquele autor, às da antiga União Soviética. Estimativas recentes para a Alemanha mostram perdas de 5% do PIB, ou 35 bilhões de Euros por ano.

Sinatora (2005) afirma ainda que 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%.

O mesmo estudo de Jost (1990) dá exemplos da eficácia do investimento no estudo do desgaste realizado na China. Os retornos sobre os investimentos foram de 1:40 na mineração de carvão contra 1:64 nos Estados Unidos. Na indústria siderúrgica os retornos calculados para a China foram de 1:76.

Com base nestas informações, e considerando-se o PIB 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 sobre desgaste seriam de 3,4 a 20 bilhões de reais anuais (SINATORA, 2005).

Também os estudos realizados pela ASME nos Estados Unidos apontam uma perda econômica de 1% a 2,5% do produto interno bruto devido ao desgaste.

Segundo Zum Gahr (1987), na Alemanha, uma pesquisa da década de 80 revela que desgaste e corrosão juntos contribuem com a perda de 4,5% do produto interno bruto.

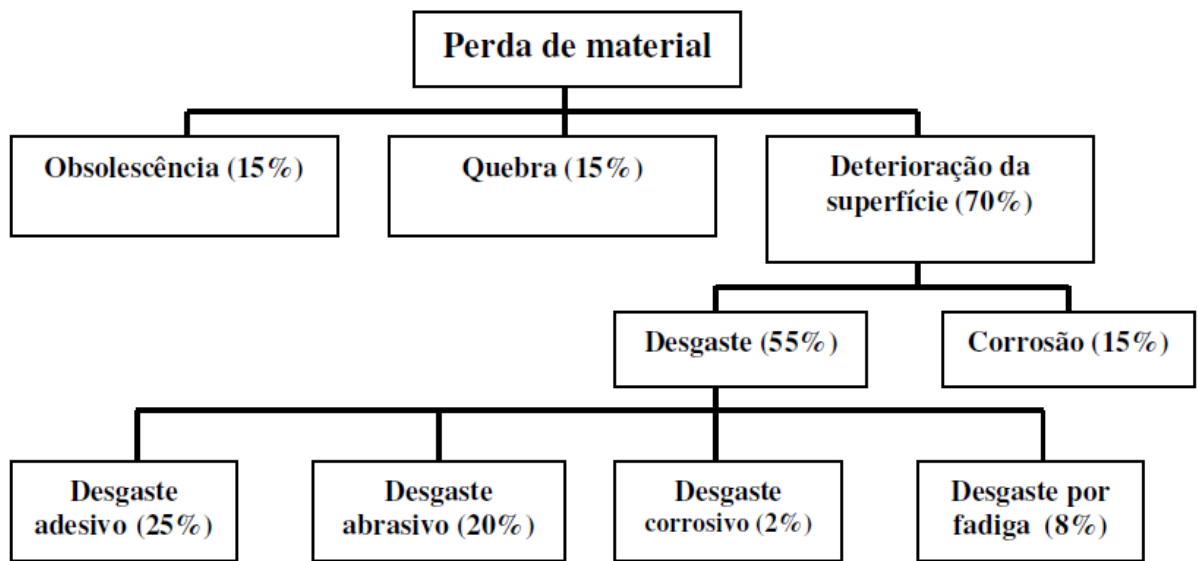
E, conforme afirma Leite (2008, p. 6), “com a crescente produção industrial nas últimas décadas, estima-se que o potencial de perdas econômicas devido ao desgaste tenha aumentado proporcionalmente nas indústrias.”

Para compreensão dos impactos econômicos relativos às perdas causadas por desgaste, nas figuras 7 e 8 é apresentada a importância relativa do desgaste na economia.

Ainda segundo Leite (2008),

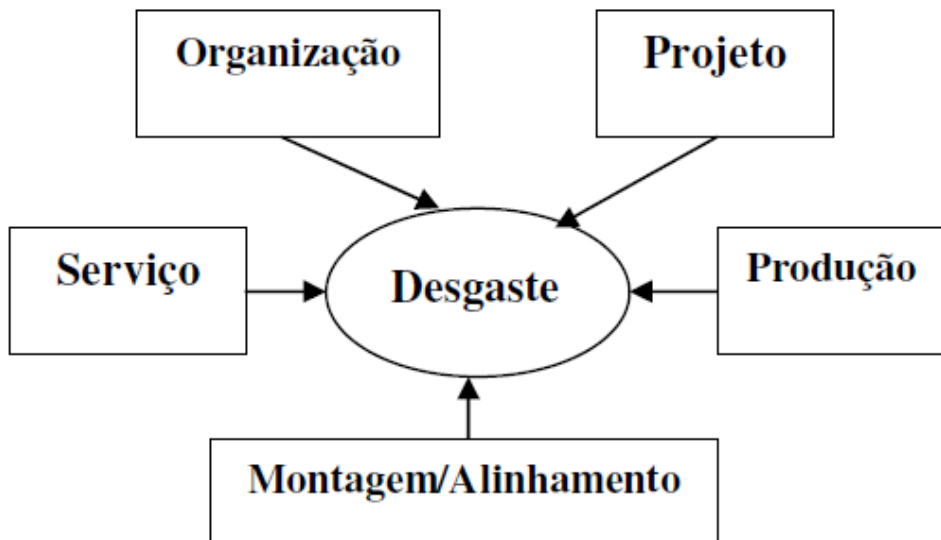
As perdas econômicas devidas ao desgaste podem ser reduzidas por otimização da planta da organização e por adequado projeto, produção, montagem e aplicação. O controle do custo do desgaste pode começar com o processo de produção correto para fabricação do produto, o que inclui a escolha do equipamento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

**Figura 7 -** Causas de falha e sua perda relativa sobre a economia.



Fonte: Rabinowivz (1985)

**Figura 8 -** Fatores que influenciam no desgaste de estruturas.



Fonte: Zum Gahr (1987).

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

### 3.2.3 Fatores de desgaste

Os aspectos microestruturais, tais como: defeitos cristalinos (vacâncias, discordâncias e contornos de grão), partículas de segunda fase e constituintes podem afetar sensivelmente o desgaste dos componentes.

Por isso, conforme Zum Gahr (1987), o conhecimento da microestrutura do componente e sua influência na resistência ao desgaste são de grande importância na seleção de materiais, de forma a se reduzir os custos com desgaste. Porém, através da composição química não se pode definir a microestrutura do material, pois, a mesma pode ser alterada severamente através de tratamentos mecânicos, térmicos e termomecânicos.

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

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

### 3.2.4 Mecanismos de desgaste

O desgaste se desenvolve de acordo com vários mecanismos que podem ser classificados de diversas maneiras, dependendo do ponto de vista de cada pesquisador, sendo mais frequentes os desgastes: abrasivo (3 corpos), erosivo, por deslizamento (2 corpos) e por fadiga de contato.

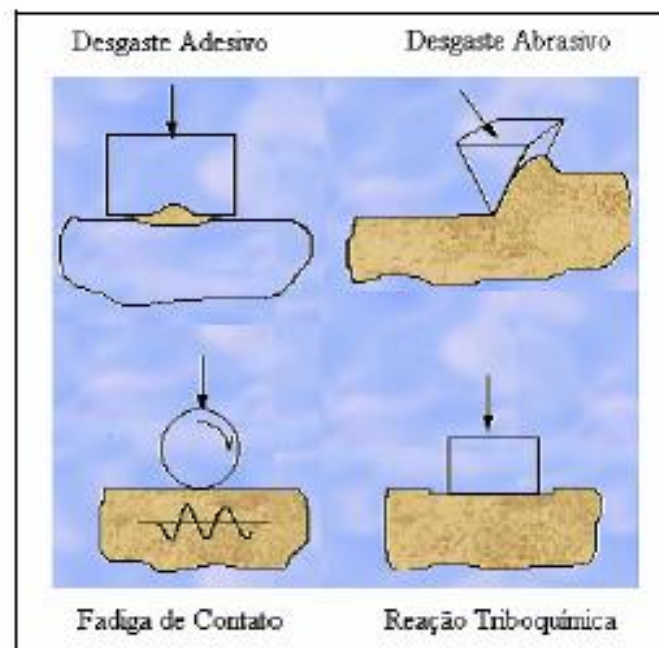
Devido à complexidade dos fatores envolvidos no desgaste, para Eyre (1991), procura-se estabelecer classificações que facilitem o estudo do fenômeno e a sua prevenção. Entretanto, a classificação dos vários tipos de desgaste é difícil, pois há muita divergência entre os mesmos e seus efeitos. Existem situações onde um tipo

de desgaste muda de um para outro, ou onde dois ou mais tipos podem operar juntos.

Assim, optou-se, neste trabalho, por apresentar as classificações de desgaste conforme a norma DIN 5032 (1998), os estudos de Kato (2001), Zum Gahr (1987) e Blau (1997).

A norma DIN 50320 destaca quatro principais tipos de mecanismos de desgaste: desgaste adesivo, desgaste abrasivo, desgaste por fadiga de superfície e desgaste por reação triboquímica (Figura 9).

**Figura 9 - Mecanismos de desgaste**

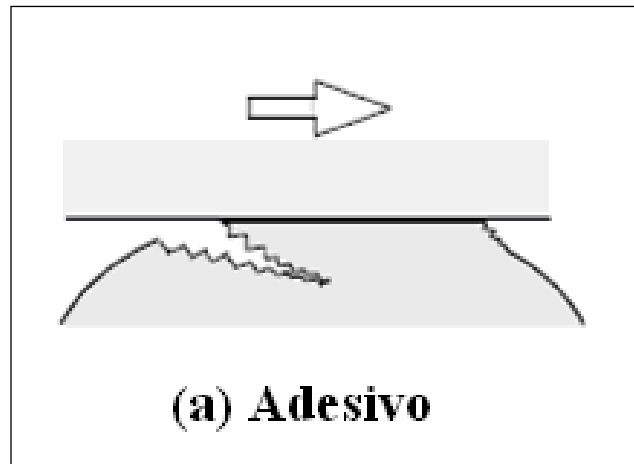


Fonte: DIN 50320 (1998)

Para Kato (2001), tradicionalmente são aceitos quatro mecanismos de desgaste:

- **Desgaste Adesivo:** ocorre quando a ligação adesiva entre as superfícies é suficientemente forte para resistir ao deslizamento. Como resultado dessa adesão, uma deformação plástica é causada na região de contato gerando uma trinca que pode se propagar levando à geração de um terceiro corpo e a uma transferência completa de material (Figura 10).

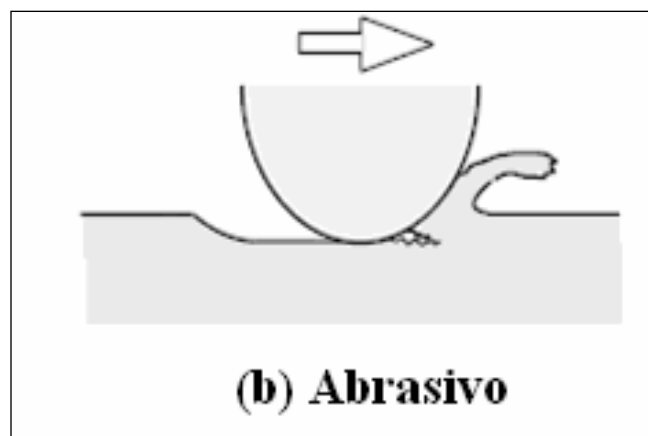
**Figura 10** - Desenho esquemático do desgaste do tipo Adesivo.



Fonte: Kato (2001, p.456)

- **Desgaste abrasivo:** ocorre remoção de material da superfície. Esse desgaste ocorre em função do formato e da dureza dos dois materiais em contato (Figura 11).

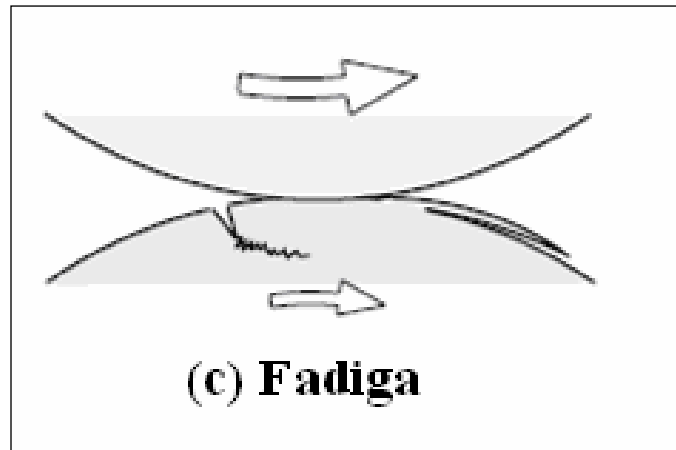
**Figura 11** - Desenho esquemático do desgaste do tipo Abrasivo.



Fonte: Kato (2001, p.456).

- **Desgaste por fadiga:** é ocasionado pelo alto número de repetições do movimento (Figura 12).

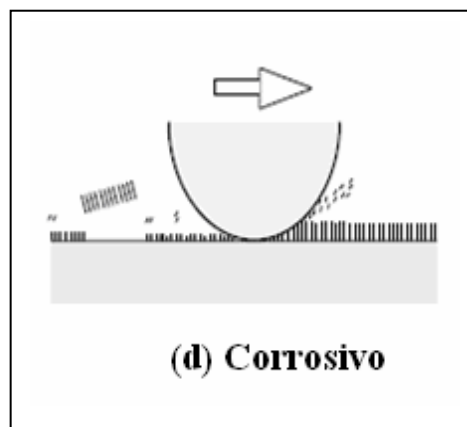
**Figura 12** - Desenho esquemático do desgaste por Fadiga.



Fonte: Kato (2001, p.456).

- **Desgaste corrosivo:** ocorre em meios corrosivos, líquidos ou gasosos. Neste tipo de desgaste são formados produtos de reação devido às interações químicas e eletroquímicas. Essas reações são conhecidas como reações triboquímicas e produzem uma intercamada na superfície que depois é removida (Figura 13).

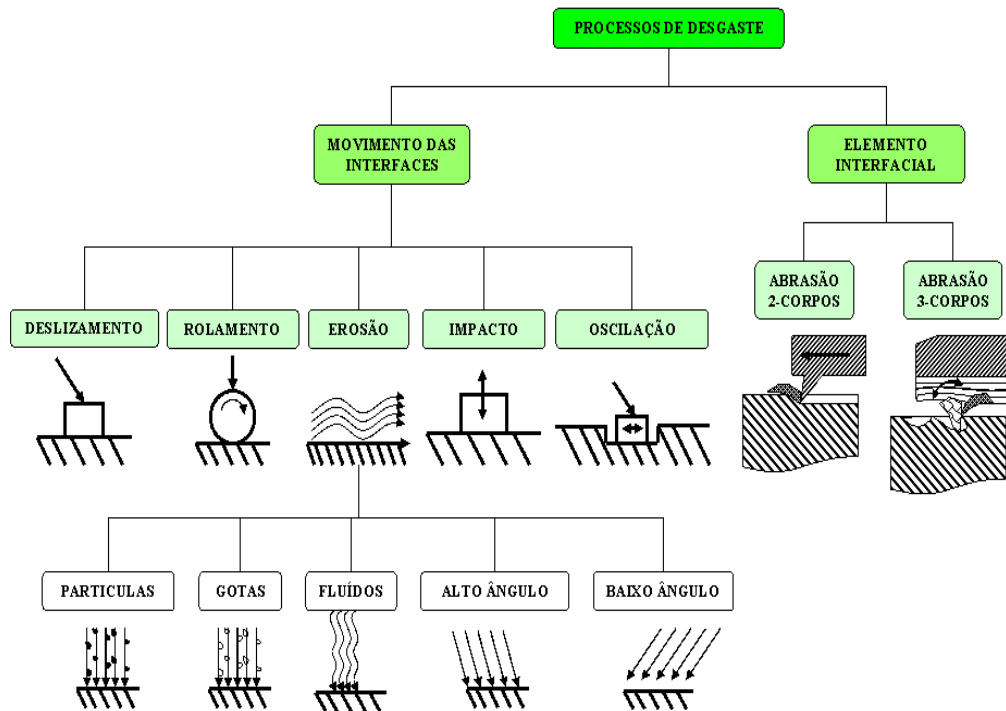
**Figura 13** - Desenho esquemático do desgaste do tipo Corrosivo.



Fonte: Kato (2001, p.456).

Radi et. al. (2007) consideram que os mecanismos de desgaste podem ocorrer por meio de diversos mecanismos, considerando mudanças complexas na superfície durante o movimento. Na figura 14 é evidenciado um breve resumo destes mecanismos:

**Figura 14** - Diagrama dos processos de desgaste em função do elemento interfacial.



Fonte: Radi et. al.(2007, p.4)

Conforme Radi et. al. (2007), o desgaste ocorre em função da cinemática do sistema e pode variar entre deslizamento, rolamento, oscilação, impacto e erosão, dependendo do tipo de interação e do movimento das interfaces. Os processos de desgaste também poderão ser classificados quanto ao elemento interfacial podendo ser de desgaste de dois corpos ou estar sob a ação de partículas sólidas pressionadas entre duas superfícies, por exemplo, poeira em lubrificantes ou minerais em rochas sob pressão, caracterizando um desgaste de três corpos.

Portanto, conforme os mesmos autores, “o pesquisador tem que ter sempre em mente o tipo de aplicação do material que ele deseja testar para que possa simular as mesmas condições de velocidade, de movimento e de carga” (RADI et. al. 2007, p.4).

Não tão diferente das classificações de Kato (2001), Zum Gahr (1987) acrescenta o desgaste por **reação triboquímica** que é a formação de produtos de reação química resultantes de interações entre os elementos do tribossistema.



Zum Gahr (1987) esclarece que esses mecanismos de desgastes descrevem as formas como os contatos em movimento relativo provocam a perda de massa.

Segundo Blau (1997), uma publicação de 1976 mostrou estimativas que 50% do desgaste existente na indústria era abrasivo, 15% adesivo, 8% erosão e 5% químico.

Dentre as principais formas de desgaste, Blau (1997) ressalta também o desgaste por *fretting* e o desgaste por deslizamento.

O **desgaste *Fretting*** ocorre em juntas mecânicas parafusadas, tubos de materiais em transporte e conectores elétricos de máquinas que sofrem com vibração e envolvem oscilações de baixa amplitude. Esse tipo de desgaste pode envolver corrosão gerando debris oxidados.

O **desgaste por deslizamento** pode ser caracterizado como o ocorrido pelo movimento relativo entre duas superfícies em contato sobre uma carga aplicada.

### 3.2.5 Desgaste abrasivo

Considerando que o mecanismo de abrasão é preponderante nas placas de desgaste de revestimento de chutes de transferência de minério, este será mais bem detalhado a seguir.

Conforme Zum Gahr (1987, p.145),

Desgaste abrasivo é o deslocamento de material causado pela presença de partículas duras entre duas superfícies que possuem movimento relativo. Essas partículas podem estar entre as superfícies ou incrustadas em uma delas. O desgaste abrasivo pode ainda ser ocasionado pela presença de protuberâncias duras em uma, ou nas duas superfícies móveis.

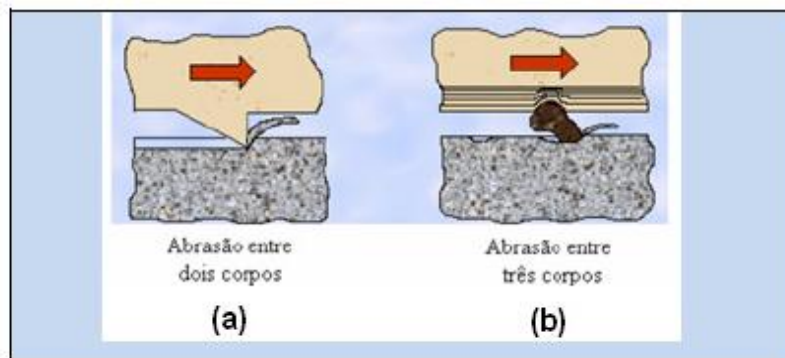
O desgaste abrasivo é um dos principais tipos de desgaste, sendo um dos mais intensos e dos mais encontrados na prática, sendo responsável por 50% das causas de falhas das máquinas ou componentes (EYRE,1991). Além disso, o desgaste abrasivo tem especial importância nas atividades agrícolas, de transporte e de mineração, atividades de importância estratégica para países como o Brasil (SINATORA, 2004).

### 3.2.5.1 Classificação do desgaste abrasivo

Conforme Zum Gahr (1987) e Radi et. al. (2007), os processos de desgaste abrasivo podem ser classificados pelos modos de desgaste. Na figura 14 são mostrados esquematicamente os diferentes tipos de ações na interface de um corpo sólido, em função do movimento das interfaces e/ou das partículas abrasivas. Os mecanismos de desgaste podem variar entre, deslizamento, rolamento, oscilação, impacto e escoamento, dependendo da cinemática do sistema.

Segundo Brankovic (1998, apud KONIG et. al., 2007), o desgaste abrasivo pode ser classificado em abrasão entre dois ou três corpos, conforme ilustrado na figura 15.

**Figura 15** - Demonstração esquemática da classificação do desgaste abrasivo: abrasão entre dois corpos (a) e abrasão entre três corpos (b).

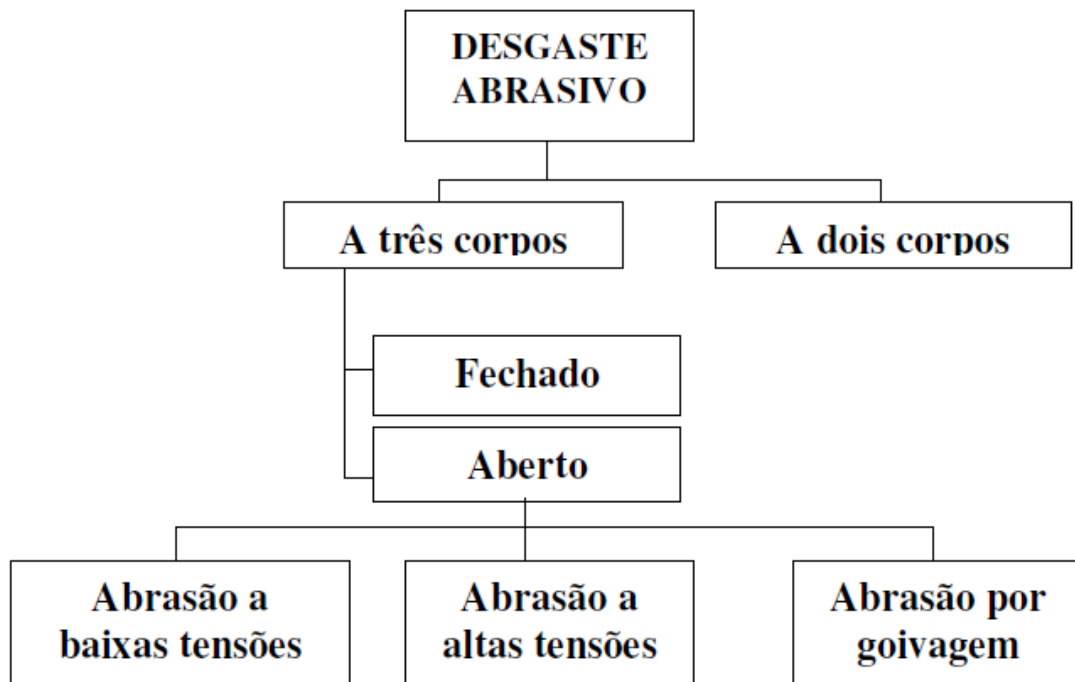


**Fonte:** Brankovic (1998, apud KONIG et. al., 2007)

- **Abrasão entre dois corpos:** as partículas abrasivas ou asperezas são animadas de movimento relativo em relação à superfície do material. Marcas e riscos são formados paralelamente à direção de deslocamento destas partículas.
- **Abrasão entre três corpos:** as partículas abrasivas agem como elementos interfaciais entre duas superfícies em movimento relativo. As partículas estão livres na interface, deformando plasticamente as superfícies de contato.

Para Misra e Finnie (1970), os processos de desgaste abrasivo também poderão ser classificados quanto ao elemento interfacial, podendo ser de dois ou três corpos, em sistemas abertos e fechados, conforme a figura 16.

**Figura 16** - Classificação do Desgaste Abrasivo.



Fonte: Misra e Finnie (1970).

- **A abrasão a dois corpos:** acontece quando uma superfície rugosa ou partículas abrasivas fixas deslizam através de uma superfície para remover material. A remoção acontece pela ação de deslizamento unidirecional de partículas discretas de outro material sem haver movimento das superfícies entre si. Estas superfícies mantêm uma orientação constante entre si durante o período de contato.
- **No desgaste a três corpos - sistema fechado:** as partículas soltas são aprisionadas entre duas superfícies que deslizam ou que rolam entre si.
- **A abrasão a três corpos - sistema aberto:** representa a maioria dos problemas de desgaste em equipamentos industriais e agrícolas. Neste tipo de desgaste as partículas são soltas e podem ter movimento de umas em relação às outras e também movimento de rotação durante o deslizamento. As duas superfícies são tratadas à parte, ou apenas uma superfície sofre a ação de abrasivos soltos.
- **A abrasão por goivagem:** envolve altas tensões, usualmente em uma larga escala e normalmente compostas de impacto e compressão. A superfície do

material geralmente é macia e ranhuras são produzidas no material. As condições de abrasão por goivagem são reproduzidas em mandíbulas de trituradores ou britadeiras de cone giratório.

- **A abrasão a altas tensões, ou abrasão por moagem:** é caracterizada pelo riscamento, pela deformação e pela formação de cavidades nas superfícies, provocados pela impressão das partículas abrasivas. O material abrasivo é fragmentado durante o contato com a superfície de desgaste. A resistência à compressão de superfície sujeita ao dano, é, portanto, relevante, devendo ser maior que a resistência à compressão do abrasivo.
- **A abrasão a baixas tensões ou abrasão por riscamento:** envolve baixas velocidades e fraco suporte para o abrasivo, como acontece na operação de um equipamento para arar a terra. A severidade deste tipo de abrasão aumenta com a velocidade da operação. Este tipo de abrasão é essencialmente o mecanismo primário do dano, em comparação com outros mecanismos de desgaste abrasivo. Superfícies sujeitas à abrasão a baixas tensões mostram que o material é removido por partículas duras e pontiagudas ou por superfícies mais duras com protuberâncias pontiagudas que aram o material fazendo sulcos. O abrasivo está sujeito a tensões inferiores àquelas necessárias para a sua fragmentação. A taxa de abrasão aumenta quanto mais severo for o agente abrasivo, tendo crescimento significativo quando a dureza do abrasivo é maior que o dobro da dureza da superfície submetida à abrasão. No entanto, essa taxa decresce quando a dureza da superfície submetida à abrasão aumenta ou quando o tamanho do abrasivo diminui. A taxa de abrasão é diretamente proporcional à distância de deslizamento e à carga sobre a partícula ou protuberância. Nos metais, a composição química e a microestrutura afetam diretamente a taxa de abrasão a baixas tensões.

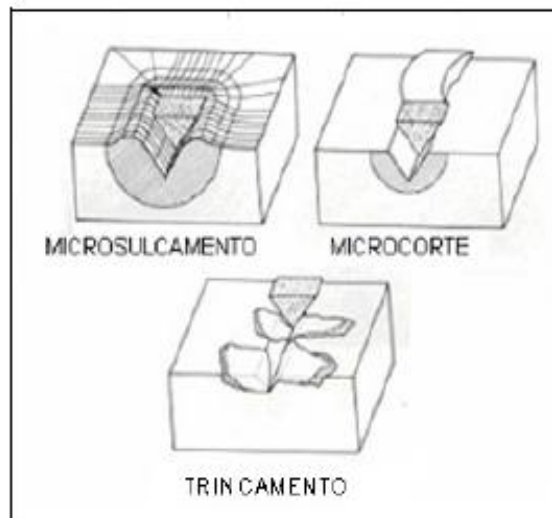
### 3.2.5.2 *Micromecanismos de desgaste abrasivo*

Segundo Zum Gahr (1987), o desgaste abrasivo pode ainda ser classificado de acordo com o micromecanismo de abrasão atuante:

- **Microsulcamento:** deformação plástica sem perda de material, gerando um sulco com conseqüente formação de acúmulos frontais e laterais do material movimentado. Em algumas situações, este micromecanismo pode acarretar a perda de material, devido à ação simultânea ou sucessiva de muitas partículas abrasivas.
- **Microcorte:** formação de microcavacos com pequena deformação plástica lateral.
- **Trincamento:** formação de grandes partículas de abrasão devido à formação e interação de fissuras. Ocorre quando as tensões impostas superam as tensões críticas para a formação e propagação de trincas, sendo um mecanismo restrito a materiais frágeis.

Estes mecanismos são visualizados na figura 17:

**Figura 17** - Micromecanismos de desgaste por abrasão.



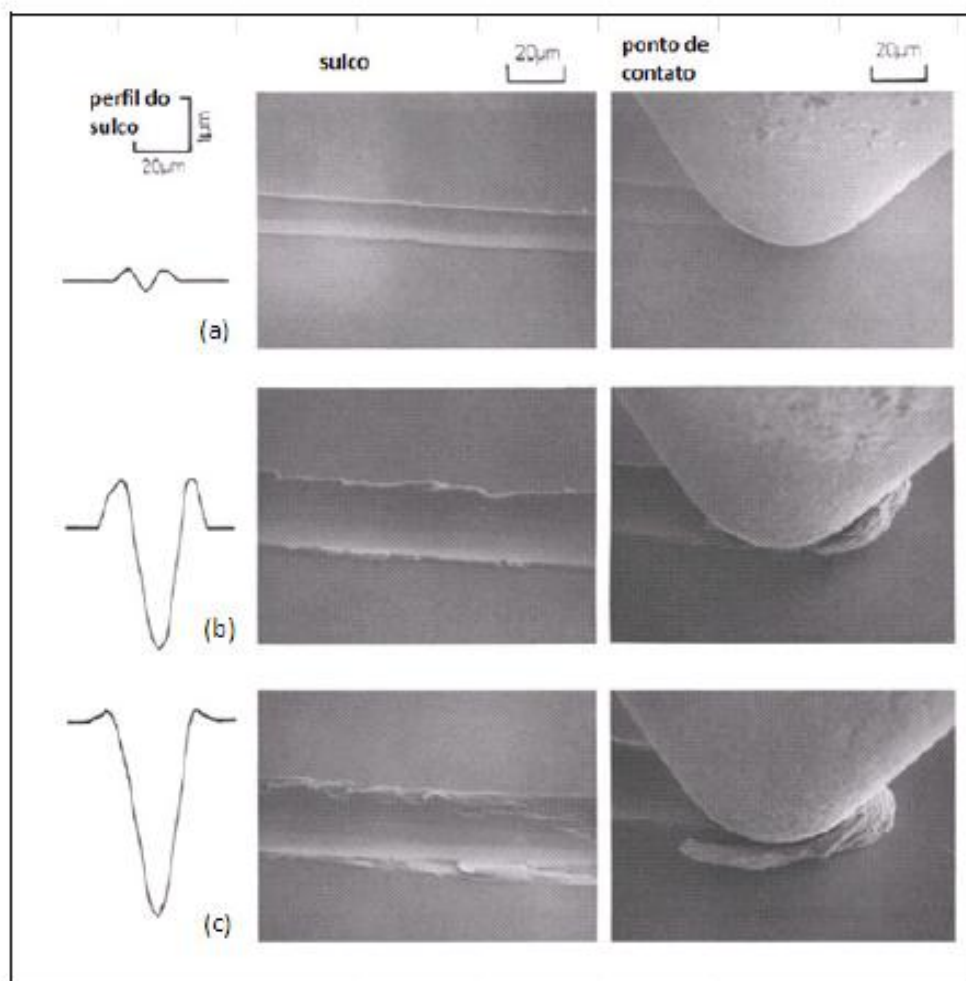
**Fonte:** Zum Gahr (1987)

Conforme Hokkirigawa et al. (1988), o micromecanismo de desgaste por sulcamento é mostrado na figura 18 (a), no qual o perfil do sulco indica pouca profundidade, não havendo remoção de material da superfície, pois o material é deformado plasticamente para as bordas dos sulcos.

À medida que aumenta a profundidade de penetração do indutor a deformação plástica, que anteriormente se movia para as bordas, pode gerar uma formação de

proa que pode ser vista na figura 18 (b). A figura 18 (c), por sua vez, mostra um perfil de sulco maior e conseqüentemente um aumento na deformação, porém com deslocamento e remoção de material, ou seja, um mecanismo de microcorte, gerando assim perda de material.

**Figura 18** - Ocorrência dos três micromecanismos de desgaste: (a) sulcamento; (b) formação de proa e (c) corte; em função da profundidade de penetração.



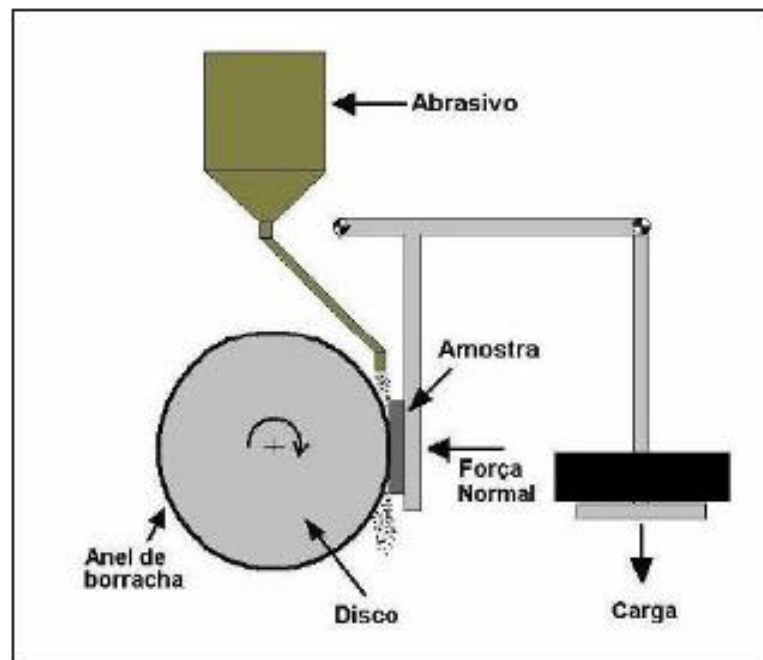
**Fonte:** Hokkirigawa et al. (1988).

Os processos de desgaste podem ser simulados em laboratório, para isso, diversos equipamentos são construídos com essa finalidade. Dentre os mais conhecidos equipamentos para este tipo de estudo pode-se citar: tribômetro tipo pino-contra-disco (*pin-on-disc*), abrasômetro tipo roda de borracha, entre outros.

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

O seu princípio de funcionamento consiste em esmerilhar um corpo de prova padronizado com uma areia de granulometria controlada. O abrasivo é introduzido entre o corpo de prova e um anel de borracha de dureza especificada, provocando o riscamento, conforme a ASTM G 65-00 (2001) (Figura 19).

**Figura 19** - Representação esquemática de Abrasômetro Roda de Borracha.

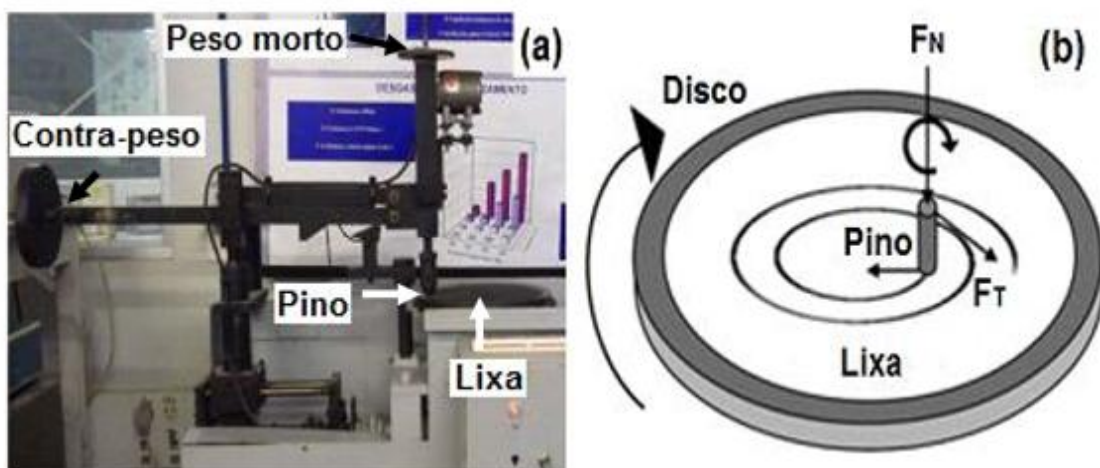


**Fonte:** Elaborada pelo autor, a partir da Norma ASTM G 65 (2001).

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

Já no ensaio do tribômetro pino-contra-disco, segundo Tozetti (2013, p.36 ), a passagem de um pino sobre uma lixa circular em uma trajetória descrevendo um espiral de Arquimedes, garante a presença de abrasivo novo em todo o processo de desgaste. Nessa trajetória a amostra percorre uma distância média de 6,2 m sobre o disco com um diâmetro inicial de 220mm e final de 27mm. A resistência ao desgaste é mensurada com o conhecimento da massa perdida das amostras após cada ensaio. Após obtenção da diferença de massa é calculado o volume perdido, conforme figura 20.

**Figura 20** - (a) Tribômetro pino-contra-disco do Laboratório de Tribologia e Materiais da Universidade de Uberlândia. (b) Desenho esquemático do ensaio pino sobre disco.



Fonte: Tozetti (2013, p. 36).

### 3.3 Fundição

A Fundição é o processo que consiste, essencialmente, em preencher com metal líquido a cavidade de um molde cujas dimensões e formas correspondem às das peças a serem obtidas. Após a solidificação e resfriamento do metal, obtêm-se as peças com formas e dimensões, geralmente, quase definitivas. Em muitos casos, a fundição é o processo mais simples e econômico de se produzir uma peça, principalmente quando esta é de grande porte, de geometria intrincada ou com



canais internos e cavidades. Na fundição têm-se apenas as etapas de fusão e solidificação entre a matéria-prima sólida e o produto acabado, enquanto que nos demais processos de fabricação de peças metálicas - laminação, forjamento, estampagem e trefilação - tem-se entre a matéria-prima e o produto, além das etapas de fusão e solidificação, uma deformação plástica acompanhada ou não por tratamento mecânico. (SENAI, 1987).

Na figura 21 são apresentadas as etapas de produção de um material fundido desde a elaboração do projeto até o processo final de expedição.

**Figura 21** – Fluxograma do processo de fundição.



**Fonte:** Soares (2000, p. 6).

Toda essa variedade de fundição de peças é obtida não com um único processo, mas, escolhendo-se dentre os processos disponíveis o que melhor se adapta às necessidades de produzir o que se deseja. Geralmente, o metal líquido é vazado num molde (Figura 22), cuja cavidade corresponde ao negativo da peça que se deseja obter. Os modelos são usados para dar forma ao fundido quando o molde utilizado é do tipo não permanente (geralmente de areia). Os modelos podem ser de madeira, plástico, isopor, metal ou mesmo de cera e podem ser aplicados produtos desmoldantes (talco, grafite) para facilitar sua retirada de dentro do molde. (FARIA, 2004).

**Figura 22 – Processo de Fundição**



**Fonte:** Disponível em <<http://www.infoescola.com/quimica/fundicao/>> Acesso em 27 maio 2014.

O tipo de material com que são feitos os moldes depende do processo que será utilizado. Os mais comuns são feitos de areia de fundição: a areia sintética, composta por uma mistura de areia, argila e água; a areia verde, que contém areia silicosa; e a areia seca, utilizada quando se precisa de peças com melhor acabamento ou estabilidade dimensional, que contém aditivos que melhoram suas propriedades. No processo de moldagem com areia é reaproveitada cerca de 98% da areia utilizada. Ela é peneirada e volta para o processo. (FARIA, 2004).

Segundo Faria (2004), nos processos de fundição também podem ser utilizadas peças chamadas de machos que servem para formar canais ou furos em peças que precisem ser vazadas. Os machos devem ser feitos de um material resistente o suficiente para suportar o processo de vazamento do metal fundido, mas devem ser quebráveis após o processo de solidificação e esfriamento para que possa ser retirado da peça.

Soares (2000) ensina que para se construir um molde em areia é necessário primeiramente se fabricar o modelo (adaptação do desenho da peça) e os machos,

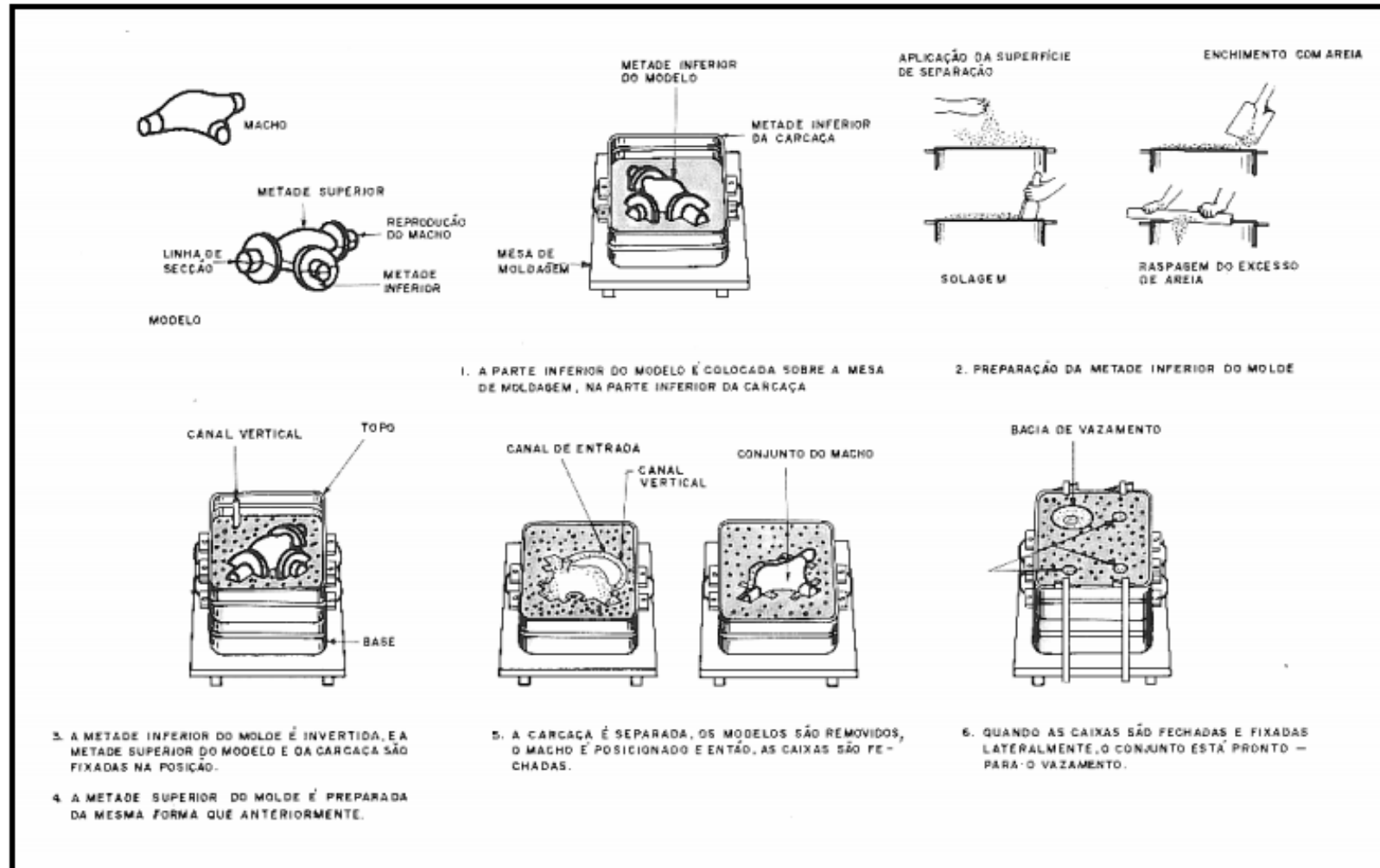
caso existam furos ou partes ocas. Numa primeira abordagem o modelo é fabricado em madeira e o molde e o macho em areia. Dessa forma, a partir de um modelo pode-se fabricar diversos moldes, cada molde dando origem a uma peça fundida. Na figura 23 são esquematizadas as etapas de fabricação de um molde em areia.

Paralelamente à fabricação do molde, o metal é convenientemente fundido. Após vazamento e solidificação, a peça é retirada do molde, com forma próxima à final precisando apenas passar pelas etapas de acabamento: corte de canais; rebarbação, usinagem; tratamento térmico e soldagem (opcionais); controle de qualidade final e expedição.

Quanto ao tamanho, produzem-se peças fundidas pesando desde poucos gramas e com espessuras de apenas alguns milímetros, até peças cujo peso pode alcançar mais de 200 toneladas e com dimensões que dependem apenas das instalações disponíveis na fundição (SOUZA, 2002).

Segundo Soares (2000), o processo de fundição adapta-se muito bem à produção em série. Pode-se, assim produzir grande quantidade de peças sem necessidade de investimentos substanciais em máquinas, ferramentas ou matrizes exigidas nos demais processos. É também um processo extremamente versátil, uma vez que possibilita a produção de peças com pesos e formas os mais variados e a obtenção de propriedades tais como: boa resistência mecânica e físico-química, boa capacidade de amortecimento de vibrações e boa usinabilidade.

**Figura 23 – Etapa para produção manual de um molde em areia**



Aliando-se aos numerosos processos de fundição existentes as inúmeras ligas metalúrgicas que se aplicam às peças fundidas, consegue-se soluções para a grande maioria dos problemas relacionados à produção das mesmas, para praticamente qualquer tipo de aplicação.

As propriedades de um dado material são condicionadas pela microestrutura ou no caso das ligas fundidas o efeito da microestrutura se refere à natureza e arranjo das fases presentes à temperatura ambiente, assim como à existência de elementos livres (elementos adicionados que não se misturam). Na formação dessas fases, que podem ser compostos químicos ou soluções, quatro fatores atuam de forma direta: a composição química da liga, a velocidade de resfriamento da liga no molde, a elaboração da liga e os tratamentos térmicos. A composição química, que depende da liga e que por sua vez depende da carga metálica utilizada, determina os microconstituintes a serem formados sob condições de equilíbrio. A velocidade de resfriamento determina se tais compostos vão ser formados. A condução da elaboração da liga influencia nas fases presentes assim como a temperatura de fusão e o tipo de forno utilizado. Os tratamentos térmicos podem alterar a morfologia e distribuição das fases presentes (SOUZA, 2002).

Uma variedade de ligas é utilizada na indústria de fundição. Comumente elas são divididas em dois grandes grupos: ligas ferrosas: aços e ferros fundidos e ligas não ferrosas: alumínio, cobre, magnésio e zinco. (SOARES, 2000).

### **3.4 Ferros Fundidos**

Dentre as ligas ferro-carbono, segundo Chiaverini (2008), os ferros fundidos constituem um grupo de ligas de importância fundamental para a indústria, não só devido às características inerentes ao próprio material, como também pelo fato de, mediante introdução de elementos de liga, aplicação de tratamentos térmicos adequados e pelo desenvolvimento do ferro fundido nodular, seu emprego tem sido viável em aplicações que, de certo modo, eram exclusivas dos aços.

Ainda conforme o mesmo autor, pelo conhecimento do diagrama de equilíbrio Fe-C, pode-se definir ferro-fundido como:

[...] as ligas Fe-C, cujo teor de carbono se situa acima 2,0% aproximadamente. Face à influência do silício nessa liga, sobretudo sob o ponto de vista de sua constituição estrutural, o ferro fundido é normalmente considerado uma liga ternária Fe-C-Si, pois o silício está frequentemente presente em teores superiores ao do próprio carbono. Por outro lado, em função de sua constituição estrutural, o carbono está geralmente presente, em grande parcela, na forma “livre”. (CHIAVERINI, 2008, p.494).

### 3.4.1 Tipos de liga de ferros fundidos

Dentro da denominação geral de “ferro fundido”, Chiaverini (2008, p.494), distingue os seguintes tipos de liga:

- **Ferro fundido cinzento:** cuja fratura mostra uma coloração escura (donde a sua denominação), caracterizada por apresentar como elementos de liga fundamentais o carbono e o silício e estrutura em que uma parcela relativamente grande do carbono está no estado livre (grafita lamelar) e outra parcela no estado combinado ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ).
- **Ferro fundido mesclado:** cuja fratura mostra uma coloração escura, caracterizado igualmente por uma mescla de proporções variáveis de ferro fundido branco e ferro fundido cinzento.
- **Ferro fundido maleável:** caracterizado por ser obtido a partir do ferro fundido branco, mediante um tratamento térmico especial (maleabilização), resultando numa transformação de praticamente todo o ferro combinado em grafita na forma de nódulos (em vez de veios ou lamelas).
- **Ferro fundido nodular:** caracterizado por apresentar, devido a um tratamento realizado no estado líquido, carbono livre na forma de grafita esferoidal, o que confere ao material característica de boa ductilidade, donde a denominação frequente para esse material de ferro fundido dúctil.
- **Ferro fundido de grafita compactada:** caracterizado pelo fato da grafita apresentar-se em “escamas” ou seja com a forma de plaquetas ou estrias, motivo pelo qual tem sido também designado por “quase-escama”. Outras denominações são: escama agregada, semi-ondular e vermicular. É um produto que, como o ferro nodular, exige adição de elementos especiais como terras raras, com um elemento adicional, como o titânio, que reduz a formação de grafita esferoidal. O ferro fundido de grafita compacta pode ser considerado um material intermediário entre o ferro fundido cinzento e o ferro nodular; possui a

fundibilidade do ferro fundido cinzento, com melhor resistência mecânica e alguma ductilidade. Sua comercialização é relativamente recente.

- **Ferro fundido branco:** cuja fratura mostra uma coloração clara (donde a sua denominação), caracterizado por apresentar ainda como elementos de liga fundamentais o carbono e o silício, mas cuja estrutura, devido às condições de fabricação e menor teor de silício, apresenta o carbono inteiramente na forma combinada ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ).

#### 3.4.2 Fatores preponderantes na determinação da estrutura do ferro fundido

Segundo Chiaverini (2008, p. 500), são dois os fatores preponderantes na determinação da estrutura do ferro fundido: composição química e velocidade de resfriamento.

- **Composição química**

Os elementos que mais influenciam na estrutura química do ferro fundido são o carbono e o silício. O carbono determina a quantidade de grafita que se pode formar e o silício é essencialmente elemento grafitizante, favorecendo a decomposição de carboneto de ferro; sua presença, independente do teor de carbono, pode fazer um ferro fundido tender para o cinzento ou para o branco. O manganês, sempre presente, tem efeito oposto ao do silício, isto é, estabiliza a cementita e, assim, contra balanceia, de certo modo, a ação grafitizante do silício. A rigor, o manganês no ferro fundido, tanto quanto nos aços, é adicionado como dessulfurante; entretanto, como na prática há sempre um excesso de manganês, este atua como estabilizador de perlita: daí o seu efeito oposto ao do silício e sua utilidade para produzir estrutura com matriz predominantemente perlítica, sobretudo em peças fundidas volumosas.

Os outros elementos, impurezas normais, fósforo e enxofre, não têm uma ação muito significativa sob o ponto de vista de tendência grafitizante. Apenas o fósforo é um estabilizador relativamente forte do carboneto de ferro e podendo ocorrer a formação de carboneto de ferro e fosfeto de ferro – de aparência branca e perfurada.

- **Velocidade de resfriamento**

Esse fator relaciona a velocidade de resfriamento propriamente dita durante a solidificação no interior dos moldes e a espessura das peças moldadas. Seções espessas significam velocidades de resfriamento relativamente lentas e seções finas, velocidades rápidas, o que significa também que em peças de seções de diferentes espessuras, ocorrem diversas velocidades de resfriamento.

Para elevadas velocidades de resfriamento – como as que verificam em seções finas ou nas áreas adjacentes às paredes do molde – não há muito tempo para a decomposição da cementita, de modo que, dependendo dos teores de carbono e silício, pouca ou nenhuma grafitação ocorre e há tendência para formar-se ferro fundido branco. Produz-se o que se chama na prática de seções coquilhadas.

Com as velocidades de resfriamento lentas nas seções mais espessas, ocorre uma apreciável grafitação, dependente sempre do teor de silício. A estrutura será constituída essencialmente de perlita e grafita. Para resfriamento ainda mais lento e teor de silício mais elevado, a cementita da perlita pode também decompor-se parcialmente, originando-se assim, a estrutura constituída de veios de grafita, perlita e ferrita. Essa estrutura confere ao material características de baixa dureza e excelente usinabilidade, além de razoável resistência mecânica.

A velocidade de resfriamento não influi apenas na grafitação; outra ação importante é na forma, distribuição e tamanho dos veios de grafita. Velocidades altas produzem veios finos, com uma distribuição dentrítica, comumente indesejável. Velocidades médias resultam em distribuição e tamanhos normais, e velocidades muito lentas em uma distribuição de veios grosseiros de grafita.

### 3.4.3 Componentes estruturais dos ferros fundidos

Segundo Chiaverini (2008, p. 502), o mais importante é a grafita, por ser o elemento que determina fundamentalmente as características mecânicas dos ferros fundidos. A razão por que os ferros fundidos apresentam propriedades tão distintas das dos aços reside no fato de que os veios de grafita interrompem a uniformidade ou continuidade da matriz.



#### 3.4.4 Normas técnicas do ferro fundido

A Sociedade Americana para Materiais e Testes – ASTM estabeleceu normas específicas para cada tipo de ferro fundido segundo sua composição química, tratamento térmico e propriedades mecânicas. O quadro 1 ilustra todas as normas ASTM para ferro fundido:

### 3.5 Ferros Fundidos Brancos

Segundo Santos e Branco (1989, p. 234), ferros fundidos brancos são ligas que contêm basicamente ferro, carbono e cromo que se caracterizam por apresentarem reação eutética durante a solidificação. Esses materiais são utilizados em diversas aplicações industriais tais como mineração (bombas, britadores, moinhos de bola, etc.), equipamentos para movimentação de terra (agricultura), plantas siderúrgicas, entre outras.

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

Ainda segundo Santos e Branco (1989), a composição química adequadamente ajustada – teores de carbono e silício – além da velocidade de resfriamento são os meios mais usados para produzir ferro fundido branco.

Quadro 1 - Normas Técnicas do Ferro Fundido

NORMAS TÉCNICAS DO FERRO FUNDIDO															
Normas do Ferro	Composição Química									Tratamento	Propriedades Mecânicas				
Material	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Mg	Cu	Térmico	LR (Kgf)	LE (Kgf)	AL (%)	Dureza (HB)
ASTM A532 I TIPO A	2,50 - 3,60	2,00 max	0,80 max	0,10 max	0,15 max	1,40 - 4,00	3,30 - 5,00	1,00 max			ALÍVIO DE TENSÕES,NORM.				450 a 600
ASTM A532 I TIPO D	2,50 - 3,60	2,00 max	2,00 max	0,10 max	0,15 max	7,00 - 11,0	4,50 - 7,00	1,50 max			ALÍVIO DE TENSÕES,NORM.				450 a 600
ASTM A532 II TIPO A	2,00 - 3,30	2,00 max	1,50 max	0,10 max	0,06 max	11,0 - 14,0	2,50 max	3,00 max		1,20 max	RECOZ E NORMA				500 a 600
ASTM A532 II TIPO B	2,00 - 3,30	2,00 max	1,50 max	0,10 max	0,06 max	14,0 - 18,0	2,50 max	3,00 max		1,20 max	RECOZ E NORMA				500 a 650
ASTM A532 II TIPO D	2,00 - 3,30	2,00 max	1,00 - 2,20	0,10 max	0,06 max	18,0 - 23,0	2,50 max	3,00 max		1,20 max	RECOZ E NORMA				600 a 700
ASTM A532 III TIPO A	2,00 - 3,30	2,00 max	1,50 max	0,10 max	0,06 max	23,0 - 30,0	2,50 max	3,00 max		1,20 max	RECOZ E NORMA				600 a 750
ASTM A48 CL 25; GG-15; SAE G2500	3,50 - 3,70	0,20 - 0,50	2,40 - 2,60	0,12 max	0,12 max						ALÍVIO DE TENSÕES	15	7		150 a 180
ASTM A48 CL 30; GG-20; SAE G3000	3,30 - 3,50	0,40 - 0,70	2,00 - 2,40	0,12 max	0,12 max						ALÍVIO DE TENSÕES	20	8		170 a 200
ASTM A48 CL 35; GG-25; SAE G3500	3,20 - 3,40	0,50 - 0,90	1,70 - 2,00	0,12 max	0,12 max	0,10 - 0,20				0,40 - 0,80	ALÍVIO DE TENSÕES	28	11		180 a 210
ASTM A48 CL 40; GG-30; SAE G4000	2,90 - 3,20	0,70 - 1,00	1,70 - 2,00	0,12 max	0,12 max	0,10 - 0,20				0,40 - 0,80	ALÍVIO DE TENSÕES	36	14		210 a 240
ASTM A 536 60-40-18; GGG 40	3,40 - 3,75	0,25 max	2,40 - 2,70	0,10 max	0,02 max	0,10 - 0,40			0,03 - 0,07	0,10 max	RECOZIMENTO	40	25	15	140 a 180
ASTM A 536 65-45-12; GGG 50	3,40 - 3,70	0,30 - 0,50	2,40 - 2,70	0,10 max	0,02 max				0,03 - 0,07	0,30 - 0,50	NORMALIZAÇÃO	50	32	7	180 a 220
ASTM A 536 80-55-06; GGG-60	3,40 - 3,60	0,50 - 0,70	2,30 - 2,60	0,10 max	0,02 max				0,03 - 0,07	0,50 - 0,80	NORMALIZAÇÃO	60	38	3	200 a 250
ASTM A 536 100-70-03; GGG-70	3,40 - 3,60	0,60 - 0,80	2,20 - 2,40	0,10 max	0,02 max				0,03 - 0,07	0,80 - 1,10	NORMALIZAÇÃO	70	44	2	230 a 280
LR	LIMITE DE RESISTENCIA														
LE	LIMITE DE ESCOAMENTO														
AL	ALONGAMENTO														

Fonte: Disponível em <[http://www.acoferbrasil.com.br/site/sistema/catalogo\\_portugues/NORMAS%20FERRO.pdf](http://www.acoferbrasil.com.br/site/sistema/catalogo_portugues/NORMAS%20FERRO.pdf)>.

A produção industrial do ferro fundido branco exige, em princípio, a combinação desses dois fatores. Para isso, lança-se mão do chamado sistema de “coquilha” ou “coquilhamento”, que consiste em derramar o metal líquido em moldes metálicos, onde o metal resfria em condições tais ou com tal velocidade que praticamente toda a grafitização é eliminada e o carbono fica retido na forma combinada. A profundidade da camada coquilhada – ou seja daquela secção das peças que entra em contato com a parede metálica do molde – pode ser controlada, ajustando-se o teor de silício do ferro fundido (SANTOS; BRANCO, 1989).

Entretanto, embora o teor de silício seja o fator predominante no controle da profundidade de coquilhamento, para os autores, outros fatores de influência são:

- temperatura de vazamento;
- temperatura de “coquilha”, ou seja, do molde metálico;
- espessura da peça na secção coquilhada;
- tempo durante o qual o metal fica em contato com a coquilha.

Santos e Branco (1989) ressaltam que o manganês e o enxofre, considerados em conjunto, visto que suas ações se contrabalançam, são elementos estabilizadores do carboneto; o manganês elimina os efeitos nocivos do enxofre, desde que seu teor seja duas vezes ao do enxofre, mais 0,30%. Para atuar como estabilizador do carboneto é necessário que seu teor seja tal que o enxofre presente se combine totalmente com ele, do contrário, o seu efeito é oposto, ou seja, tenderá a diminuir a profundidade de coquilhamento. Além desse teor, o manganês atua, no sentido de aumentar a profundidade de coquilhamento, cerca de quatro vezes mais rapidamente que o cromo. Quanto ao fósforo, sua ação é no sentido de diminuir a profundidade de coquilhamento, de modo que se costuma manter esse elemento nos ferros fundidos brancos abaixo de 0,4%.

### 3.5.1 Efeito dos elementos de liga

Segundo Chiaverini (2008, p. 509-510), os elementos níquel, cromo e molibdênio são geralmente usados, isolados ou combinados, para aumentar a resistência ao desgaste.

O cromo é utilizado em baixos teores, com o objetivo de controlar a profundidade de coquilhamento, garante a presença de uma estrutura sem grafita. Em teores de 1 a 4%, aumenta a dureza e a resistência ao desgaste, porque estabiliza a cementita e impede a formação de grafita. Em teores de 12 a 35%, confere resistência à corrosão e à oxidação a altas temperaturas, além de aumentar a resistência à abrasão.

O níquel reduz a profundidade de coquilhamento, sendo a sua influência cerca de um quarto da do silício. Entretanto, ao atingir o teor de 4 a 5%, esse decréscimo da profundidade de coquilhamento é acompanhado por aumento de dureza, devido à natureza da estrutura que se origina. De fato, enquanto um ferro fundido branco comum, sem elementos de liga, apresenta uma estrutura que consiste de cementita numa matriz de perlita, o ferro fundido branco com 4 a 5% de níquel apresenta uma estrutura martensítica, podendo a dureza atingir o valor de 730 Brinell. Aumentando mais o níquel, ocorre retenção da austenita e a dureza volta a diminuir. Geralmente o níquel é usado em combinação com o cromo, porque este elemento, estabilizando a cementita, neutraliza o efeito negativo do níquel na profundidade de coquilhamento. Com esse objetivo, a proporção desses elementos é de três partes de níquel para uma de cromo, ou mesmo duas partes de níquel para uma de cromo, de modo a garantir uma estrutura inteiramente branca, através de toda a secção da peça.

O molibdênio tem um efeito equivalente a um terço do cromo no que diz respeito ao aumento da profundidade de coquilhamento. O objetivo inicial em se adicionar Mo em pequenos teores (0,25 a 0,75%) consiste em melhorar a resistência da superfície coquilhada a fenômenos de lascamento, corrosão localizada, trincamento pelo calor e efeitos semelhantes. Além disso, o Mo endurece e melhora a tenacidade da matriz perlítica. Em combinação com o Ni ou Cr ou ambos, confere matriz martensítica em vez de perlítica e melhora, em consequência, a resistência à abrasão. Ferros fundidos brancos com 12 a 18% de Cr, usados em peças fundidas resistentes ao desgaste, apresentam uma melhora dessa qualidade, quando se adiciona 1 a 4% de Mo, pois a matriz perlítica é suprimida, mesmo com resfriamento lento característico de secções mais espessas.

O cobre, abaixo de 4%, diminui a profundidade de endurecimento, e além de 4% aumenta a profundidade da coquilha e a dureza. É usado frequentemente e conjuntamente com o cromo para manter uma profundidade de coquilhamento constante.

O vanádio é um poderoso estabilizador de carboneto, aumentando, assim, a profundidade de coquilhamento. Esse efeito pode ser contrabalançado, se necessário, em secções de pequena espessura, pela adição de níquel ou cobre ou pelo aumento considerável dos teores de carbono ou de silício ou de ambos. Em teores de 0,10 a 0,50% refina igualmente a estrutura das secções coquilhadas.

O boro, utilizado de modo limitado, aumenta a dureza da secção coquilhada. Bons resultados têm sido verificados com adição de boro em torno de 0,5%. O boro refina igualmente a estrutura da região coquilhada.

### 3.5.2 Tratamentos térmicos

Para Chiaverini (2008, p. 511-512), o principal objetivo do tratamento térmico do ferro fundido branco, aplicado em peças coquilhadas, é reduzir as tensões que se originam pelas diferentes velocidades de esfriamento e, conseqüentemente de solidificação, que se verificam através das secções das peças. Com efeito, as diferentes secções atingem as temperaturas críticas de transformação em tempos diferentes; além disso, ocorre diferença de contração entre o ferro fundido branco da secção coquilhada e o ferro fundido cinzento das secções mais internas.

Pelo tratamento térmico procura-se, igualmente, melhorar as propriedades mecânicas do material, cuja estrutura é tipicamente fundida e, portanto, pouco regular, do tipo dendrítico. O refino ou uniformização dessa estrutura é, assim, essencial, sobretudo quando as peças são sujeitas a esforços mecânicos de choque.

Um tratamento térmico típico consiste no aquecimento a uma temperatura de 815°C, seguindo-se resfriamento a velocidade de 5°C por hora até 650°C, antes de remover o material do forno. Resulta uma estrutura em que os carbonetos primários são muito finos e a matriz é transformada em cementita esfeirodizada, ficando eliminada

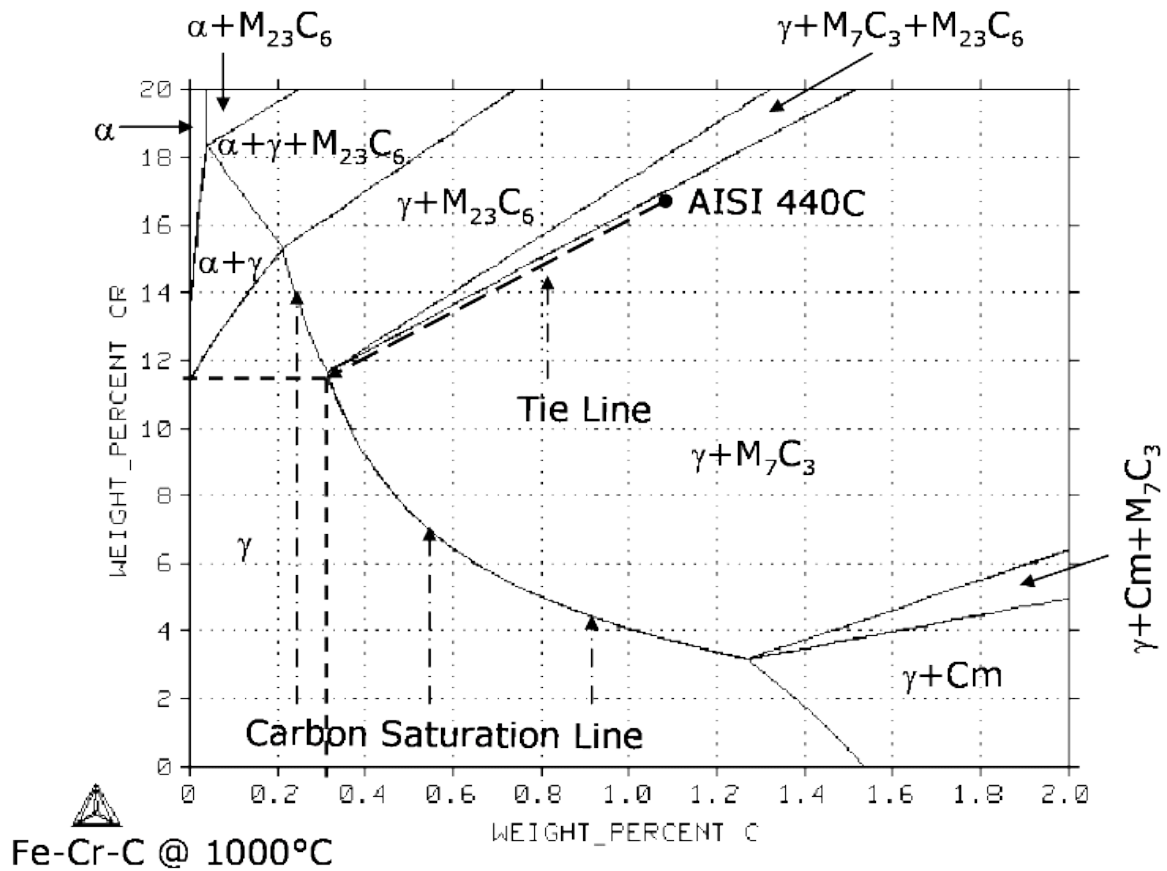
quase totalmente a estrutura dendrítica. Não se nota qualquer grafitização do ferro fundido branco. Ainda segundo o autor, a prática tem indicado que os melhores resultados são obtidos aquecendo-se entre 815°C e 870°C, devendo-se tomar o cuidado de manter o material a essas elevadas temperaturas durante um período de tempo tal que seja evitada a grafitização.

Uma série de ensaios realizados com corpos de prova de ferro fundido branco contendo 3,25% a 3,60% C, 0,50 a 0,55% Si, 0,55 a 0,60% Mn, 0,12 a 0,14% S e 0,30% a 0,35% P, tratados termicamente às temperaturas e tempos de: (i) 815°C e 20h no máximo; (ii) 870°C e 7h no máximo, demonstram um aumento de resistência ao choque de 30 a 50%, comprovando a importância do tratamento térmico para o refino da estrutura do material e a necessidade de redução do tempo, à medida que se eleva a temperatura.

Outro fator importante a ser estabelecido no tratamento térmico é a temperatura de austenitização e carbonetos precipitados. Um recurso disponível seria o software Thermo-Calc, entretanto, não foi encontrado na revisão bibliográfica, a utilização deste recurso para ferro fundido alto cromo. Segundo a única referência disponível, *Diagram Phase*, que mais se aproxima da situação problema é a da liga de aço inoxidável martensítico AISI 440C a temperatura de 1000°C. O autor visa um alto nível de dureza, em uma matriz fina de carbonetos na liga principal e um teor de cromo e carbono adequado na matriz. Neste estudo, o autor mostra a importância da temperatura de austenitização e o teor de carbono e cromo dissolvido na matriz austenítica antes da realização do tratamento térmico de têmpera.

Considerando as secções isotérmicas do diagrama de fases ternário de Fe-Cr-C, como um bom ponto de partida para se compreender a influência das várias temperaturas de austenitização e a composição química resultante da matriz austenítica, o autor, na referência *Diagram Phase*, demonstra por meio do plano do diagrama ternário Fe-Cr-C a 1000°C (Figura 24), a composição química da matriz resultante:

**Figura 24** – Diagrama de fases ternário Fe-Cr-C à 1000°C.



**Fonte:** Disponível em <[http://www.calphad.com/martensitic\\_stainless\\_steel\\_for\\_knives\\_part\\_1.html](http://www.calphad.com/martensitic_stainless_steel_for_knives_part_1.html)> Acesso em 06 mar. 2015.

O teor de carbono é representado graficamente ao longo do eixo horizontal e o teor de cromo ao longo do eixo vertical do plano composição. A secção isotérmica na figura 1 mostra o teor de cromo e de carbono nas várias fases das ligas de Fe-Cr-C, que podem existir em 1000°C. A área marcada  $\gamma$  representa austenita. Se a composição de uma liga de Fe-Cr-C é representada graficamente na figura 1 e que cai dentro da área de  $\gamma$ , a microestrutura da liga que irá consistir é apenas de austenita, isto é, não há carbonetos presentes a 1000°C. Considerando agora um dos tipos de aço inoxidável martensítico mais básicos, tais como AISI 440C (cerca de 17% Cr e 1,075% C), traçado no plano da composição da figura 1. Sua composição química cai dentro da região marcada  $\gamma + M_7C_3$ . Isto significa que se o AISI 440C é aquecida a 1000°C a sua microestrutura consistirá de austenita e carbonetos primários ricos em cromo  $M_7C_3$ . Após a têmpera a martensita formada a partir da austenita conterá carbonetos primários ricos em cromo  $M_7C_3$  dispersos

dentro dela. É interessante notar que na figura 1 a fronteira do lado direito da região austenita é rotulado de "*Carbon Saturation Line*". Esta linha é importante, uma vez que nos diz a quantidade máxima de carbono na austenita que pode dissolver-se dentro da mesma. O carbono pode precipitar em carbonetos, tanto mais a composição da liga se encontrar à direita da linha de saturação, resultando em maior fração de volume de carbonetos primários ricos em cromo  $M_7C_3$ . A presença de carbonetos primários ricos em cromo  $M_7C_3$  torna a austenita empobrecida em cromo e carbono em relação à composição química global da liga. A composição química da austenita para o AISI 440C a  $1000^\circ\text{C}$  encontra-se no ponto em que a linha de ligação desenhada através do AISI 440C intersecta a linha de saturação de carbono. Nota-se que, apesar da liga AISI 440C conter 1,075% C e 17% Cr, a austenita que constitui a  $1000^\circ\text{C}$  contém apenas cerca de 0,3% C e 11,7% Cr (ver figura 24). A martensita após têmpera que se forma tem a mesma composição química da austenita. Os conteúdos de cromo e de carbono da martensita tem, por sua vez, o efeito sobre a sua dureza e resistência à corrosão, respectivamente. Assim, o aço inoxidável martensítico AISI 440C, quando endurecido a partir de  $1000^\circ\text{C}$ , não satisfaz os dois requisitos de teor de carbono e cromo na matriz de pelo menos 0,6 e 12%, respectivamente.

### 3.5.3 Classes de Ferro Fundido Branco

As classes de ferro fundido branco, segundo a norma ASTM A532, são demonstradas conforme o quadro 2.



**Quadro 2 - Classes de Ferro Fundido Branco**

Classe	Dureza Brinell	Tipo de moldagem ou tratamento térmico	Composição química, (%)								
				C <sub>t</sub>	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	Outros
I Tipo A	500 600	Areia Coquilha	min. max.	3,0 3,6	0,8	1,3	3,3 5,0	1,4 4,0	1,0	0,15	0,30 P
I Tipo B	550 600	Areia Coquilha	min. max.	2,5 3,0	0,8	1,3	3,3 5,0	1,4 4,0	1,0	0,15	0,30 P
I Tipo C	550 600	Areia Coquilha	min. max.	2,9 3,7	0,8	1,3	2,7 4,0	1,1 1,5	1,0	0,15	0,30 P
I Tipo D	550 600	Areia Coquilha	min. max.	2,5 3,6	1,0 2,2	1,3	5,0 7,0	7,0 11,0	1,0	0,15	0,10 P
II Tipo A	550 600	Areia Temperado	min. max.	2,4 2,8	1,0	0,5 1,5	0,5	11,0 14,0	0,5 1,0	0,06	0,10 P; 1,2 Cu
II Tipo B	450 600	Areia Temperado	min. max.	2,4 2,8	1,0	0,5 1,5	0,5	14,0 18,0	1,0 3,0	0,06	0,10 P; 1,2 Cu
II Tipo C	550	Areia Temperado	min. max.	2,8 3,6	1,0	0,5 1,5	0,5	14,0 18,0	2,3 3,5	0,06	0,10 P; 1,2 Cu
II Tipo D	450 600	Areia Temperado	min. max.	2,0 2,6	1,0	0,5 1,5	1,5	18,0 23,0	1,5	0,06	0,10 P; 1,2 Cu
II Tipo E	450 600	Areia Temperado	min. max.	2,6 3,2	1,0	0,5 1,5	1,5	18,0 23,0	1,0 2,0	0,06	0,10 P; 1,2 Cu
III Tipo A	450 600	Areia Temperado	min. max.	2,3 3,0	1,0	0,5 1,5	1,5	23,0 28,0	1,5	0,06	0,10 P; 1,2 Cu

Fonte: Chiaverini (2008, p. 514).

Por ser o tipo de ferro fundido a ser pesquisado neste trabalho, no anexo A, são apresentadas algumas características, aplicações e composições químicas de referência de alguns tipos de Ferro Fundido Branco.

### 3.5.3.1 Ferros fundidos brancos alto cromo

Conforme Tabrett, Sare e Ghomaschil (1996), os ferros fundidos brancos alto cromo possuem uma microestrutura tipicamente de carbonetos primários duros e/ou

eutéticos em uma matriz de austenita ou uma transformação desses produtos. A natureza da matriz é função da velocidade de transformação no resfriamento e da composição química.

Para os mesmos autores, os ferros fundidos brancos alto cromo são conhecidos por sua alta resistência ao desgaste do tipo abrasivo. Essa resistência é relacionada à presença de carbonetos primários e/ou eutéticos do tipo  $M_7C_3$ . Estes carbonetos possuem alta dureza (em torno de 1500 a 1800 HV<sub>25</sub>). Podem-se variar as propriedades dessas ligas, adicionando-se elementos de liga e variando-se as características do tratamento térmico pelas quais podem ser submetidas.

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

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

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

Quanto aos carbonetos eutéticos e primários, a quantidade de fase ( $\gamma$ ), formada durante a solidificação influencia na morfologia do eutético. O carboneto  $M_7C_3$  tem a tendência de se formar na região interdendrítica como uma rede de carbonetos eutéticos bem finos quando o volume residual, após a solidificação da fase ( $\gamma$ ), é pequeno. Esses carbonetos interdendríticos não apresentam uma distribuição contínua nos contornos de grão e desaparecem quando a taxa de carbonetos

ultrapassa 20% em média. Quando a fração de carbonetos atinge valores entre 35 e 40%, esses carbonetos primários aparecem sob a forma de grandes cristais hexagonais e são envolvidos por uma rede eutética, sendo esses carbonetos bem maiores que os eutéticos devido a sua maior temperatura de formação. A porcentagem total de carbonetos aumenta com os teores de C e Cr (MARATRAY; USSEGLIO-NANOT, 1970).

Quanto à resistência ao desgaste, Joos et al. (2007) compararam um moderno aço rápido de microestrutura com matriz martensítica temperada e uma alta fração de carbonetos primários ( $MC$ ,  $M_2C$  e  $M_7C_3$ ) e carbonetos secundários precipitados, muito usados em detrimento dos ferros fundidos brancos alto cromo, e um próprio ferro fundido alto cromo também de estrutura martensítica com carbonetos primários,  $M_7C_3$  ricos em cromo e  $M_2C$  ricos em molibdênio. Apesar de os resultados em alta temperatura favorecerem o aço rápido, na temperatura ambiente de  $20^\circ C$ , o ferro fundido resultou em um menor coeficiente de atrito e uma menor potência dissipada por atrito.

### 3.5.3.2 Ferros fundidos brancos alto cromo e molibdênio

Segundo Almeida (2008, p.31), “atualmente os compósitos de matriz metálicos tem sido mais utilizados e indicados em detrimento dos ferros fundidos brancos alto cromo”. No entanto, Ikeda et. al. (1992) afirmam que a adição de molibdênio aumenta a resistência ao desgaste dos ferros fundidos alto cromo. O molibdênio possui a função de suprimir a formação da perlita, aumentando a temperabilidade pela efetiva inibição de carbonetos secundários durante o resfriamento e estimula a formação de carbonetos ricos em Mo.

Para Tabrett, Sare e Ghomaschil (1996), a morfologia, tamanho, fração volumétrica e distribuição dos carbonetos influenciam a resistência ao desgaste.

Ikeda et. al. (1992) realizaram ensaios com adições de molibdênio de 1, 5, 7 e 10% em massa e teores de cromo de 20% em ferros fundidos comparando a influência da microestrutura, solidificação e transformações de fase, propriedades mecânicas e características do desgaste dos materiais. A resistência ao desgaste em altas temperaturas aumenta com o aumento da quantidade de molibdênio devido ao

aumento da quantidade de carbonetos  $\text{Mo}_2\text{C}$ . Esses carbonetos evitam a propagação das trincas que surgem na superfície de desgaste. As conclusões que os autores chegaram foram que:

- a - a resistência a tração e a tenacidade diminuíram com o aumento da porcentagem de molibdênio;
- b - a resistência ao desgaste a quente aumentou com o aumento da porcentagem de molibdênio;
- c - os  $\text{Mo}_2\text{C}$  preveniram a propagação de trincas de desgaste;
- d - os carbonetos eutéticos devem estar em torno de 35%, para contrabalancear propriedades mecânicas e resistência ao desgaste. (IKEDA et. al, 1992, p.54).

### 3.6 Nióbio

Segundo Silva (2004), o nióbio (Nb) é um elemento metálico de número atômico 41 na tabela periódica dos elementos químicos. Sua massa específica é de  $8,57\text{g/cm}^3$ , pouco superior à do Ferro, e seu ponto de fusão é de  $2.468^\circ\text{C}$ . Possui baixa resistência à oxidação e tem propriedade da supercondutividade em temperaturas inferiores à  $-264^\circ\text{C}$ .

A descoberta desse metal deu-se no início do Século XX, por Charles Hatchett, na Inglaterra. A origem do seu nome foi uma homenagem à América, de onde proveio o mineral, do qual o metal foi separado e denominado por ele como columbium. A ocorrência de nióbio na natureza está associada aos pegmatitos, sob a forma de colombita-tantalita, ou associada a carbonatitos de maciços alcalinos, que constituem o mineral denominado pirocloro. Desde 1932, o ferro-colômbio vem sendo utilizado para melhorar a qualidade dos aços e, como carboneto, é utilizado para a fabricação de ferramentas de corte rápido (SILVA, 2004).

O perfil do consumo de nióbio distribui-se em: 75% na fabricação de aços microligados (sob a forma de ferro nióbio); 12% são utilizados na fabricação de aços inoxidáveis resistentes ao calor, também sob a forma de ferro nióbio; 10% na produção de superligas na forma de óxido de nióbio; e 3% para outros usos (também na forma de óxido de nióbio) (IBRAM, 2012).

De acordo com os dados apresentados por Souza em 2012, o Brasil possui 98% das jazidas de nióbio disponíveis no mundo, sendo o único fornecedor para 45 países. O nióbio representa para a balança comercial brasileira 43% do faturamento externo de toda a indústria nacional de ferro ligas. A análise das reservas nacionais de nióbio, considerando os valores medidos, indica que o estado do Amazonas possui 87,36% do total do País que estão localizadas no município de São Gabriel da Cachoeira. Em Minas Gerais estas reservas de nióbio representam 12,47%, distribuídas entre os municípios de Araxá (391.993.876t) e Tapira (21.590.000t). O restante das reservas nacionais de nióbio coluvionar (0,18%) encontra-se em Goiás, situadas no município de Ouidor, com 3.870.047t, e em Catalão, com 1.997.476t.

Já no relatório com Informações e Análises da Economia Mineral Brasileira, editado pelo Instituto Brasileiro de Mineração – IBRAM (2012), do total da produção nacional de ferro nióbio e óxido de nióbio, 90% são exportados, sendo os principais consumidores: a Europa (34%), o Japão (32%) e a América do Norte (30%). Os restantes 10% da produção nacional são suficientes para abastecer 100% do mercado interno, distribuído entre: Aperam, Usiminas, Cosipa – Cia Siderúrgica Paulista, Cia Siderúrgica Nacional, Vallourec, Belgo Mineira, Siderúrgica Barra Mansa e Gerdau.

O nióbio sofre a concorrência do vanádio, titânio, molibdênio, tungstênio e tântalo que, isoladamente ou combinados em certas proporções, podem conferir ao produto que os contém, características próximas das obtidas com o mesmo. Em 1992, foi desenvolvido pela Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração - CBMM, um ferro liga – ferro nióbio, especialmente para adição em aços e ferros fundidos e outras ligas metálicas. A faixa de nióbio dessa liga é de 65 a 95% que também pode ter em sua composição outros elementos como tântalo (1,0%), silício (3,0%), alumínio (1,5%), fósforo (0,2%), enxofre (0,10%), titânio (1,0%) e estanho (0,15%). A microestrutura desse ferro liga facilita a dissolução do nióbio (SOUZA, 2012, p. 27).

Segundo o IBRAM (2012), a empresa CBMM, que detém reservas com durabilidade estimada em 200 anos, prevê crescimento de 60% nas vendas de nióbio até 2015. O volume deve subir para 100 mil toneladas. As estimativas baseiam-se no fato de ainda haver baixa adesão ao produto no mundo. A demanda pelo nióbio é maior em países mais desenvolvidos tecnologicamente, onde são usadas de 80 gramas a 100

gramas desse minério para cada tonelada de aço. E a grande oportunidade para a ampliação da utilização deste mineral é a China, que, apesar de ser a maior compradora de nióbio do mundo, ainda possui baixo índice de uso desse minério na fabricação de aço, de 25 gramas por tonelada.

### 3.6.1 Os efeitos do nióbio em ferro fundido branco

Os estudos de Zhi, Xing, Fu e Xiao (2007) da China e de Filipovic et. al (2013) da Sérvia, apresentam a adição do nióbio ao ferro fundido branco alto cromo, de maneira específica.

Assim como estes estudos, inúmeros outros realizados, citados por Costa et al (1987): Agapova (1982) em ferros fundidos; Malinocha (1982) em aços carbono e baixa liga; Souza (1981) em aços rápidos e em ferros fundidos cinzentos e Penteado de Castro et al. (1975), demonstram que a adição de nióbio ao ferro fundido tem sido utilizada principalmente na fabricação de peças que necessitam uma maior resistência ao desgaste. No entanto, não se evidenciou na literatura pesquisada estudos que apresentem a metodologia de processamento da liga de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio, tampouco a sua relação custo benefício.

Cescon e Papeléo (1981) estudaram o efeito da substituição parcial e total do tungstênio por nióbio na estrutura bruta de fundição de aços do tipo M-2 modificado (0,85% C, 0 a 3% W, 5% Mo, 1% V, 4% Cr e 2 a 6% Nb). Neste estudo, os autores citados constataram que os carbonetos de Nióbio apresentavam-se na forma de eutéticos lamelares para teores de nióbio menores que 3%, ou eutéticos grosseiros (entre 3 e 4% Nb) ou ainda carbonetos primários (acima de 4%).

Souza et. al.(1981) estudaram os efeitos da substituição do vanádio por nióbio em aços rápidos com composição nominal de 1,3%C, 4,25%Cr, 4,5%Mo, 8%W, 10,0%Co e 2,7%V, tendo observado que a adição de nióbio alterava a composição e a morfologia dos carbonetos  $M_2C$  no aço com vanádio para  $M_6C$  nos aços com nióbio. Nesses aços, os carbonetos de nióbio aparecem como carbonetos idiomórficos ou eutéticos.

Segundo Malinocha (1982, apud COSTA et. al, 1987), o nióbio é reconhecidamente um forte formador de carbonetos e seu emprego em aços iniciou-se na década de 1930 sendo utilizado como estabilizador em aços inoxidáveis AISI 347. A forma, distribuição e tamanho dos carbonetos podem ser alterados pelo teor de nióbio na liga e pela presença de outros elementos.

Agapova et al. (1982) verificaram um aumento de 15 a 20% na resistência ao desgaste por abrasão para ferros fundidos brancos perlíticos com 2,5% Ni e 1% Cr e adição de nióbio até 3%, quando eram obtidos carbonetos de nióbio na forma compacta e não na forma de carbonetos ramificados. Esses autores ainda observaram que a forma ramificada muda para compacta quando se eleva o teor de nióbio na liga verificando-se, entretanto, mesmo para adições de 2,8% Nb, a presença de carbonetos ramificados. Agapova et. al (1982) estudaram ainda o efeito de pequenas adições de titânio sobre a morfologia dos carbonetos de nióbio, verificando que para adições de até 0,07% Ti a forma ramificada tende a desaparecer.

Resultados obtidos por Parent-Simonin e Margerie (1973) indicam que uma liga com 3,6% C, 24% Mn, 3% Nb com matriz austenítica, apresentaria uma resistência ao desgaste sensivelmente menor que à liga com 3,6% C, 15% Cr e 3 % de Mo com matriz martensítica, tanto para aplicações em palhetas de jato de granalha como em bolas de moinho submetidas a ensaio de desgaste sob alta tensão ou seja, em moagem de abrasivos. Esses resultados, no entanto, não podem ser comparados pois as matrizes apresentam comportamento ao desgaste acentuadamente diferente, podendo em cada caso ter atuado distintos mecanismos de desgaste.

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

Albertin et. al. (1985) e Shadrov (1986) citados por Costa et. al. (1987), atribuem o possível efeito de adições de nióbio sobre a elevação da resistência ao desgaste abrasivo à formação de carbonetos mais duros do que os carbonetos  $M_7C_3$ , e ao fato de possibilitar, em virtude de se combinar preferencialmente com o carbono, a elevação do teor de cromo e molibdênio na matriz, aumentando assim a temperabilidade da liga. Em ferros fundidos cinzentos, Penteadó de Castro et al.(1975) observaram carbonetos de nióbio de forma poligonal com adição de 0,1% desse elemento.

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

A liga foi identificada por Farah (1997) como “A1” com composição química de 4,00% C, 0,021% S, 1,60% Si, 0,75% Mn, 27,5% Cr, 0,83% Mo, 5,02% Nb e 0,40% V. Para comparação da Liga A1, em estudo nos ensaios de dureza e resistência à abrasão, o autor utilizou-se de duas ligas comerciais, usadas como revestimento duro por soldagem em martelos de moendas de cana de açúcar, identificadas por “A5” e “A7”. As composições químicas das ligas foram: liga “A5”: 4,70% C, 0,30% Si, 0,30% Mn e 27,0% Cr e liga “A7”: 5,30% C, 11,0% Si, 6,50% Nb, 6,0% V e 1,0% B. Os tratamentos térmicos de têmpera foram efetuados nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C e o meio de resfriamento utilizado foi o ar soprado. Os tratamentos de revenimento foram efetuados nas temperaturas de 450, 500 e 550°C.

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



De maneira geral, a liga desenvolvida apresentou as menores taxas de desgaste para os tratamentos térmicos que resultaram em maiores durezas e o seu desempenho foi superior ao das ligas comerciais. O autor conclui, 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.

Em relação ao desgaste foi comprovado que uma maior dureza implica em uma menor perda de massa. O aumento da dureza resultou em uma diminuição do desgaste por abrasão, nas condições de ensaio estudadas. Os resultados de abrasão mostraram que a liga fundida oferece algumas vantagens em relação às ligas depositadas devido a uma perda dos elementos de liga presentes nos eletrodos ou arames, por volatilização, oxidação e salpicadura durante o processo de soldagem, e também, a uma grande possibilidade de formação de trincas, o que não ocorre na liga fundida. Estas trincas podem influenciar na tribologia do desgaste abrasivo devido a possíveis perdas do revestimento por destacamento durante o processo de desgaste. A microestrutura formada por carbonetos do tipo  $M_7C_3$  descontínuos numa matriz predominantemente martensítica é mais resistente ao desgaste abrasivo, nas condições estudadas do que as microestruturas com carbonetos do tipo  $M_7C_3$  contínuos em matrizes predominantemente austeníticas. As propriedades obtidas pela liga, após os tratamentos térmicos e ensaios de abrasão, além da microestrutura analisada caracterizam esta liga como altamente resistente ao desgaste abrasivo.

Mais recentemente, os pesquisadores chineses, Zhi, Xing, Fu e Xiao (2007) realizaram um estudo para identificar o efeito do elemento nióbio na microestrutura do ferro fundido alto cromo hipereutético.

Segundo os autores, os ferros fundidos alto cromo resistentes ao desgaste (HCCIs) são utilizados em uma variedade de aplicações onde a estabilidade num ambiente agressivo é uma exigência principal, incluindo o processamento de minérios, fabricação de cimento, bombeamento de polpa e as indústrias de celulose e de fabricação de papel. Os HCCIs podem ser hipoeutéticos, eutéticos ou de composições hipereutéticas. A sua resistência à abrasão excepcional resulta principalmente da presença de  $M_7C_3$ , tipo carbonetos, tanto como carbonetos eutéticos ou carbonetos primários, embora a tenacidade da matriz também contribui para a resistência ao desgaste.

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

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

Pereira (2012) analisou os efeitos da adição de nióbio no desempenho do ferro fundido branco de alto cromo utilizado nos componentes de bombeamento de mineração de ouro. O autor identificou os mecanismos de desgaste atuantes nesses componentes com o objetivo de selecionar os ensaios de desgaste mais adequados para a seleção de materiais usados na fabricação de rotores e revestimentos de bombas de polpa. Foram avaliados os resultados obtidos no desenvolvimento do ferro fundido alto cromo contendo de 0,0 até 1,5% em peso de nióbio. O comportamento foi analisado apenas com ensaios de laboratório, utilizando um equipamento de jato erosivo, na tentativa de reproduzir as condições de campo.

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

Já os estudos de Filipovic et. al (2013), da Universidade de Belgrado na Sérvia, ao estudarem as propriedades mecânicas e microestruturais de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio (Fe-Cr-C-Nb), com composição química das ligas com 3,0% C, 17,0% Cr, 0,85% Mn, 0,7% Ni, 0,90% Mo, 0,6% Si e nióbio variando entre 0,06% a 3,0%, encontraram um resultado um pouco diferente. As ligas foram fundidas em forno de indução e no artigo não são citados os valores de temperaturas de fusão e vazamento das ligas.

Para os autores, os carbonetos NbC presentes na estrutura das ligas testadas, devido à sua característica morfológica, têm, realmente, maior resistência ao desgaste e tenacidade do que os carbonetos  $M_7C_3$ . Porém, o aumento da quantidade deste tipo de carbonetos é causada pela adição de maior quantidade de nióbio em ligas de Fe-Cr-C-Nb, o que contribui para a melhoria da resistência ao desgaste e da resistência à fratura dinâmica. O melhor resultado apresentado para a resistência ao desgaste e tenacidade à fratura é da liga contendo aproximadamente 3% de Nb. Esta liga exibe cerca de 30% mais resistência à fratura dinâmica e cerca de 30% mais resistência ao desgaste à abrasão do que a liga de base de Fe-Cr-C.

No entanto, uma dificuldade para a utilização do nióbio ao ferro fundido é em relação à sua dissolução e seu alto custo de mercado.

Sismanis e Argyropoulos (1989) verificaram que a assimilação de ferro-nióbio em ferros fundidos é muito lenta quando comparada à assimilação do mesmo em aço. Isto ocorre devido à menor temperatura de elaboração e a solubilidade reduzida do carboneto de nióbio neste tipo de liga. Dessa forma alguns cuidados devem ser tomados na adição em ferros fundidos para evitar a persistência de fragmentos de ferro-nióbio não dissolvidos no banho. Quando o ferro-nióbio é colocado em contato com banhos com elevado teor de carbono ocorre a formação de uma camada aderente de carbonetos de nióbio junto à superfície do ferro-liga, o que prejudica a sua incorporação. Este fenômeno foi evidenciado em estudos anteriores, por Cruz, Ferreira e Silva (1999) pela imersão de um pedaço de ferro-nióbio em ferro fundido

cinzento e também, de modo semelhante, por Hulka e Guimarães (1993), em aços ferramentais.

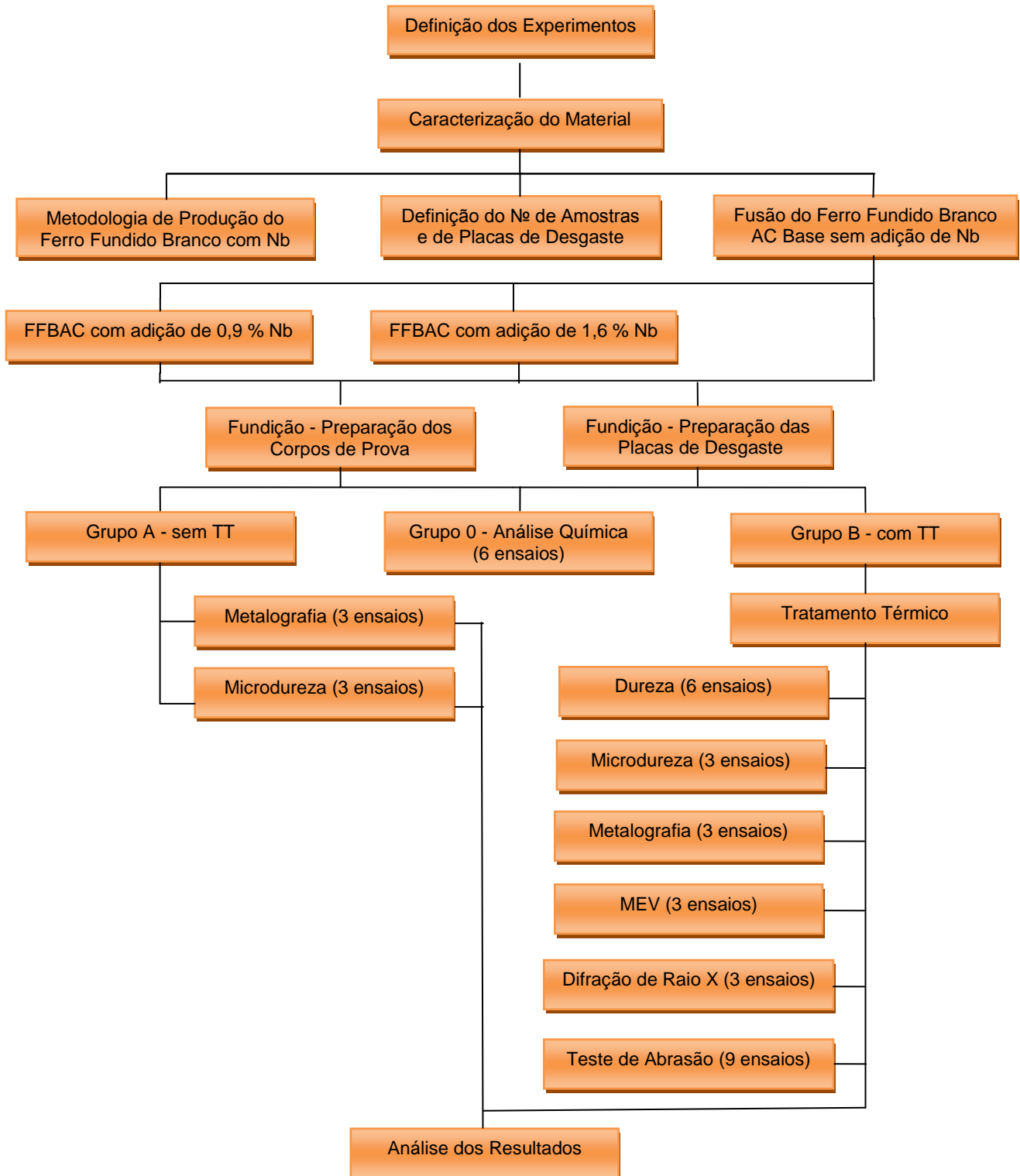
Mais recentemente, Silva (2000), também analisou a dissolução do ferro-nióbio em ferro fundido. O autor constatou que a dissolução do ferro-nióbio em banhos de ferros fundidos é mais lenta do que a sua dissolução em banhos de aço, devido à afinidade do nióbio com o carbono e a menor temperatura utilizada na elaboração de ferros fundidos.

Verificou, também, através da análise termodinâmica do sistema e de ensaios interrompidos que a dissolução de ferro-nióbio em ferros fundidos ocorre por meio de uma carburação superficial do ferro-nióbio, o que provoca a liberação de aglomerados de carbonetos de nióbio no banho. Como resultado desta carburação o ferro-nióbio é convertido em carbonetos de nióbio contidos numa matriz de ferro. A liberação de aglomerados de carbonetos no banho é causada pela fusão desta matriz de ferro ou pela formação de uma camada líquida na frente de reação caso a temperatura ali seja superior a do patamar eutético de 1372°C. Foram realizados também ensaios de dissolução de fragmentos de ferro-nióbio num ferro fundido em forno de indução a fim de avaliar o efeito da temperatura na taxa de dissolução.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho experimental foi realizado conforme o fluxograma da Figura 25.

**Figura 25 - Fluxograma da Parte Experimental.**



Fonte: Elaborado pelo autor (2014).

## 4.1 Materiais

### 4.1.1 Definição da composição química das ligas

A escolha da liga de ferro fundido branco alto cromo (Liga 1) para servir de base, se deve ao fato de ser esta liga de maior vida útil para a fabricação de placas de desgaste de equipamentos de mineração. Levando-se em consideração a experiência profissional deste pesquisador na área de Engenharia Materiais, por mais de dez anos em empresas de mineração de ferro de grande porte, e à literatura pesquisada (OLIVEIRA, 2009; OLIVEIRA; MASCARENHAS, 2008), até o presente momento, esta liga é a que apresenta maior resistência à abrasão em equipamentos submetidos a intensos desgastes na mineração.

Já para se obter a composição química das Ligas 2 e 3, foi consultado o estudos de Filipovic et al (2013), no qual a adição de Nb no ferro fundido branco alto cromo, para a liberação de uma maior concentração de carbonetos NbC, varia entre 0,06% a 3,0%. Os autores concluem que, quanto maior a adição de Nb em ligas Fe-Cr-C-Nb, melhor o resultado para a resistência ao desgaste, tenacidade à fratura e consideram o teor de 3% Nb como ideal. No entanto, um dos objetivos do presente trabalho foi obter uma liga de ferro fundido branco alto cromo com adição de Nb que, além de apresentar maior durabilidade e resistência ao desgaste abrasivo, tivesse a melhor relação custo-benefício. Assim, devido ao alto custo do FeNb em relação ao custo da Liga 3 já acabada e tratada termicamente (cerca de 900% a mais), optou-se pela adição máxima de nióbio da Liga 2 em 1,0 e da Liga 3 em 1,5%. Este teor se encontra na escala entre 0,06% a 3,0%, proposta pelos autores estudados.

**Tabela 1** - Composição química das ligas.

Liga	C	Cr	Mn	Cu	Ni	Mo	Si	Nb
1	3,00	27,00	0,88	0,15	1,00	0,02	1,00	
2	3,00	27,00	0,88	0,15	1,00	0,02	1,00	1,00
3	3,00	27,00	0,88	0,15	1,00	0,02	1,00	1,50

**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

#### 4.1.2 Materiais e equipamentos para a fundição dos corpos de prova e placas de desgaste

Para a produção das Ligas 1 e 2, foram definidos os materiais para a fusão de 100kg das Ligas 1 e 2 e posterior fundição dos doze corpos de prova e de quatro placas de desgaste para caracterização, testes de abrasão e de campo.

As Ligas 1 e 2 foram fundidas no SENAI/CETEF em forno elétrico de indução da marca Inductotherm com potência 200kw, frequência 4000Hz, tensão 1500 volts CA e capacidade do cadinho de 120kg.

Foram adquiridas da empresa Metalúrgica Soares Indústria e Comércio Ltda, duas placas de desgaste nas medidas: 390mm de comprimento; 190mm de largura; 40mm de espessura (390x190x40) e seis corpos de prova nas medidas de 75x25x12,7 da Liga 3 com tratamento térmico.

Os materiais utilizados para fusão da carga base em ferro fundido branco alto cromo, adquiridos da Metalúrgica Soares Indústria e Comércio Ltda, foram:

- 11,00 kg de FeCr A/C. Composição química: 6,50% C e 50,00% Cr;
- 22,00 kg de retorno III A. Composição química: 3,00% C, 1,10% Si, 0,90% Mn e 25,50% Cr;
- 12,00 kg de sucata Cr. Composição química: 2,11% C, 0,08% Si, 0,12% Mn, 30,00% Cr e 0,64% Nb;
- 53,00 kg de sucata Cr. Composição química: 2,90% C, 0,80% Si, 1,10% Mn, 26,00% Cr;
- 1,20 kg de FeSi. Composição química: 75,00% Si;
- 1,40 kg de FeMo. Composição química: 60,00% Mo;
- 0,80 kg de carburante (grafite). Composição química: 3,15% C;
- 1,00 kg de escorificante;
- 7,00 kg de Ferro-Nióbio bitolado (20 a 80 mm). Composição química: 30,30% Fe; 65,50% Nb; 0,11% C; 1,60% Si; 0,30% Al; 0,14% P; 0,09% Ta; 0,01% S e 0,06% N. Aquisição da Comercial Cometa Indústria e Comercio Ltda.

Foi utilizado o material de retorno IIIA e da sucata de Cr III A com o objetivo de obtenção de uma liga com composição química sem necessidade de grandes correções durante a fusão.

## 4.2 Métodos

### 4.2.1 Fabricação dos moldes dos corpos de prova e placas de desgaste

Em seguida foram fabricados os moldes dos corpos de prova (Figura 26) nas medidas 75x25x12,7mm, consideradas ideais para a realização de ensaios de abrasão Roda de Borracha, conforme a Norma ASTM G65 (2001) e das placas de desgaste (Figura 27), medindo 390x190x40mm, na dimensão padrão para aplicação em chutes de transferência de minério de ferro. Para a fabricação dos moldes foi utilizada areia silicosa aglomerada com resina furânica. Esse processo de fabricação de moldes é de uso corrente nas indústrias em geral.

**Figura 26** – Moldes dos corpos de prova.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).



**Figura 27** – Moldes das placas de desgaste.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

4.2.2 Fusão da Liga 2 em ferro fundido branco alto cromo com adição de 1,0% de Nb.

O primeiro procedimento adotado foi a limpeza do fundo do forno, para evitar contaminações da liga, e adição da carga base em FeCr (Figura 28).

**Figura 28** – Cadinho com adição de sucata de Cr.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

O forno foi ligado com início de ajuste de potência em 30Kw com controle por meio do painel. Foi realizada a alimentação do cadinho gradativamente, de acordo com o andamento da fusão da carga base (Figura 29).

**Figura 29** – Alimentação do cadinho e fusão da carga base.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

Após a formação de um banho líquido foram adicionados 1,20 kg de FeSi (Figura 30).

**Figura 30** – Adição de FeSi.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

Após a completa fusão do FeSi foram adicionados 1,40 Kg de FeMo.

Na figura 31 é mostrado o aquecimento da panela antes do vazamento da Liga 2.

**Figura 31** – Aquecimento da panela de vazamento da liga.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

Após a completa fusão do FeMo foram adicionados 1,70 Kg de FeNb e 0,4 kg de carburante (Figura 32).

**Figura 32** – Adição de FeNb e carburante.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

Após a completa fusão de toda a carga da Liga 2 foi adicionado 0,25 kg de escorificante (Figura 33). Na sequência foi removida a escória sobre o banho líquido (Figura 34).

**Figura 33** – Adição de escorificante no banho líquido



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

**Figura 34** – Remoção da escoria sobre o banho líquido.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

Após a retirada, a amostra foi resfriada e preparada em lixadeira (Figura 35) de forma a ser realizada análise química por espectrometria de emissão óptica em espectrômetro, Marca Spectromax (Figura 36), em temperatura máxima do laboratório em 28°C, com um nível de confiança de aproximadamente 95%, conforme especificação do manual do equipamento.

**Figura 35** – Preparação da amostra para análise química



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

**Figura 36** – Análise da composição química.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

Na análise química o teor de Nb encontrado foi de 0,52%, ou seja, abaixo do desejado de 1,0% apesar de ter sido adicionada a quantidade de 1,7 kg de FeNb calculada para se obter 1,0% de Nb na liga, considerando uma eficiência de 90% de dissolução, conforme equação 1:

Equação 1:

$$\text{FeNb} = \frac{100 \text{ kg de FFB AC} \times 1,00\% \text{ de Nb na composição}}{0,65 \text{ (concentração de Nb no FeNb)} \times 0,90 \text{ (rendimento da dissolução)}} = 1,7 \text{ kg}$$

Também, foi evidenciado 4,24% C na composição que é considerado elevado, devido a baixa eficiência (47%) de dissolução do FeNb na liga.

Para ajuste do percentual de Nb na Liga 2 foram adicionados 1,50 kg de FeNb. Após 13 minutos da adição de 1,5 kg de FeNb no banho líquido, foi realizada a segunda amostragem para análise química, conforme anteriormente e constatado na composição 0,92% Nb, 4,04% C e 27,16% Cr.

Em seguida foi realizada a medição da temperatura do banho líquido estando em 1518°C e realizado o vazamento de 50 kg da Liga 2 na panela.

Após vazamento da Liga 2 foi preenchido os moldes de areia para a fabricação dos corpos de prova e das placas de desgaste (Figuras 37 e 38).

**Figura 37** – Preenchimento do molde do corpo de prova



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

**Figura 38** – Preenchimento do molde da placa de desgaste.



Fonte: Produzida pelo autor (2014).

No quadro 3 são apresentados os registros de todas as etapas da fusão da Liga 2 com 0,92% Nb.

**Quadro 3** – Registros da fusão da Liga 2.

Horário	Potência (Kw)	Frequência (Hz)	Tensão (Volts)	Observação
08:55	30	2050	400	Início da fusão
09:02	30	2150	550	Adição de sucata Cr
09:17	55	2400	750	Adição retorno IIIA
09:34	55	2400	750	Adição Fe Cr
09:35	55	2400	775	Adição Fe Si
09:50	70	2600	750	Aquecimento da panela
09:56	75	2600	750	Adição Fe Mo
10:10	90	2800	800	Adição Nb e carburante
10:15	85	2800	800	Adição final de retorno III A
10:40	82	2800	800	Temp. 1405°C
10:43	81	2800	790	Adição de escorificante
10:44	81	2800	790	Temp. 1511°C
10:45	81	2800	790	Remoção da escória
10:50	70	2900	700	Retirada da amostra 1
11:08	70	2900	700	Correção com adição de Nb
11:15	70	2900	700	Temp. 1509°C
11:21	70	2900	700	Retirada da amostra 2
11:36	70	2900	700	Temp. 1503°C
11:39	70	2900	700	Vazamento 1518°C

Fonte: Produzida pelo autor (2014).

#### 4.2.3 Fusão da Liga 3 em ferro fundido branco alto cromo com adição de 1,5% Nb.

Como a Liga 2 serviu de base para a produção da Liga 3, nesse momento foi adicionada a terceira quantidade de 3,8 kg de FeNb. Após 7 minutos da adição do FeNb foi realizada a medição da temperatura do banho líquido, sendo encontrado 1502°C e realizada a retirada da terceira amostra para análise química (Figura 39).

**Figura 39** – Retirada da terceira amostra.



Fonte: Produzida pelo autor (2014).

A amostra foi resfriada, preparada e analisada no espectrômetro, sendo encontrada a composição química de 1,56% Nb, 3,89% C e 26,88% Cr.

Para confirmação do teor de Nb na Liga 3, foi retirada uma quarta e última amostra após 3 minutos da amostra três, sendo encontrado 1,66% Nb, 3,82% C e 27,10% Cr. O aumento do teor de Nb de 0,1%, em peso, em relação a amostra três, foi devido a um maior tempo para dissolução na liga.

Devido a preocupação de oxidação do FeNb adicionado na liga após 15 minutos foi realizado o vazamento (Figura 40).

Apesar de ter sido adicionado 3,8 kg de FeNb a Liga 2, que já apresentava 0,92% Nb, houve um aumento de apenas 0,74% Nb na Liga 3. Portanto, conclui-se que a adição de 3,8 Kg teve um rendimento de apenas 15% de dissolução no metal líquido (equação 2), ficando o restante no fundo do cadinho (Figuras 41 e 42).



**Figura 40** – Vazamento da Liga 3 com 1,66% Nb.

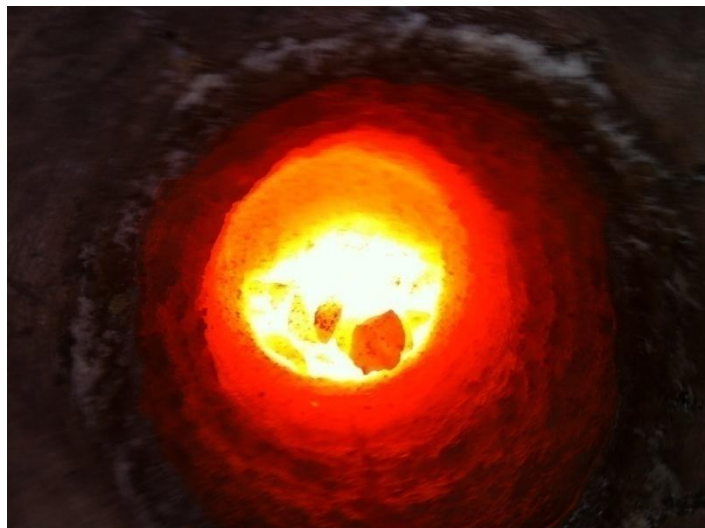


**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

Equação 2:

$$\text{FeNb} = \frac{50 \text{ kg de FFB AC} \times 0,74\% \text{ de Nb na composição}}{0,65 \text{ (concentração de Nb)} \times 0,15 \text{ (rendimento da dissolução)} \times 100} = 3,8 \text{ kg}$$

**Figura 41** – Ferro Nióbio não dissolvido no fundo do cadinho.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

**Figura 42** – Ferro Nióbio não dissolvido retirado do fundo do cadinho



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

As figuras 43 e 44 demonstram o preenchimento dos moldes do corpo de prova e da placa de desgaste com a Liga 3.

**Figura 43** – Preenchimento do molde do corpo de prova.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

**Figura 44** – Preenchimento do molde da placa de desgaste.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

No quadro 4 são apresentados os registros de todas as etapas da fusão da Liga 3 com 1,66 % Nb.

**Quadro 4** – Registros da fusão da Liga 3.

Horário	Potência (Kw)	Frequência (Hz)	Tensão (Volts)	Observação
11:40	35	2700	500	Início da fusão
11:42	35	2700	500	Adição de Nióbio
11:48	30	2700	500	Temp. 1502°C
11:49	30	2700	500	Retirada da amostra 3
11:50	30	2700	500	Temp. 1509°C
11:52	30	2700	500	Retirada da amostra 4
11:57	30	2700	500	Vazamento 1511°C

**Fonte:** Produzido pelo autor (2014).

#### 4.2.4 Tratamento térmico das ligas 1,2 e 3

Após a fusão, com o objetivo de alterar as propriedades do material e consequentemente aumentar sua resistência ao desgaste, as Ligas 1, 2 e 3 foram submetidas a um tratamento térmico de recozimento, têmpera e revenimento.

Três corpos de prova da Liga 1, três da Liga 2, três da Liga 3, duas placas de desgaste da Liga 1, duas da Liga 2 e duas da Liga 3 foram submetidos, inicialmente a um tratamento térmico de recozimento com rampa de aquecimento de 6 horas e 20 minutos até 730°C e, em seguida, por um período de manutenção de 2 horas e 30 minutos. Logo após foi realizado um resfriamento lento no forno. Depois foram submetidos a um tratamento de têmpera com rampa de 9 horas e 15 minutos até 1050°C e manutenção por 2 horas e 30 minutos. Em seguida foi realizado o resfriamento em ar forçado até 300° C e em ar calmo abaixo dessa temperatura. Após esta etapa foi realizado o revenimento a 250°C durante 2 horas e resfriamento lento no forno usando a mesma taxa de aquecimento de 110°C/h. Os equipamentos utilizados foram o forno de tratamento térmico tipo mufla, aquecido por chama com dois queimadores de gás GLP, nas medidas 2400mm comprimento; 2200mm largura; 1800mm altura, e bateria de ventiladores com 600mm diâmetro, 8 pás, 1750rpm, ambos de fabricação própria da Metalúrgica Soares (Figura 45).

**Figura 45** - Equipamentos utilizados no tratamento térmico das Ligas 1, 2 e 3.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

Os corpos de prova (Figura 46) foram seccionados para preparação das amostras metalográficas e determinação de dureza/microdureza.

**Figura 46-** Corpos de Prova das Ligas 1, 2 e 3.



**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

#### 4.2.5 Ensaio de difração de raios X

Foram realizados ensaios de difração de Raios X, em equipamento da marca Shimadzu, modelo: XRD-7000 de alvo de cobre ( $\lambda=0,154\text{nm}$ ), ângulo de varredura de  $10^\circ$  a  $80^\circ$ , velocidade de varredura de  $2^\circ / \text{min}$ . com passo de  $0,02^\circ$  dos corpos de prova das Liga 1, 2 e 3 tratadas termicamente.

#### 4.2.6 Ensaio de metalografia

Foram realizados ensaios de metalografia, (ABNT NBR 15454:2007), no microscópio óptico Mod. GX 51, fabricante Olympus, das amostras das Ligas 1 e 2, nas medidas 30mm comprimento, 10mm largura, com e sem tratamento térmico (Figura 47). As amostras metalográficas foram embutidas a frio; lixadas manualmente com lixas 50, 120, 240, 400 e 600 mesh; polidas em pasta de diamante suspensão 6; 3 e  $1\mu\text{m}$ . Tempo de ataque 5 a 20 segundos com reativo Vilella com ampliações de 100X e 1000X.

**Figura 47 -** Amostra para ensaio de metalografia.

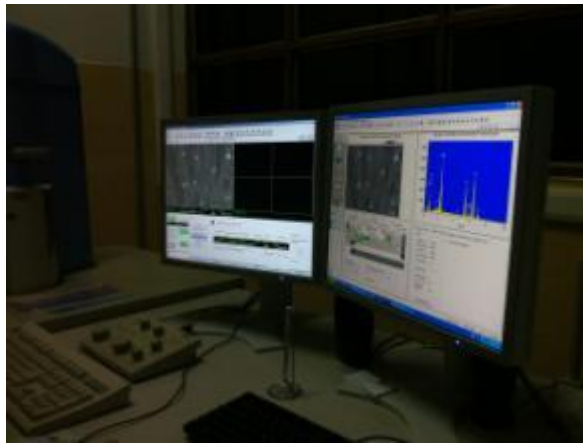


**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

#### 4.2.7 Ensaio de microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Realizado análise das imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) em microscópio eletrônico por varredura, Mod. JSM-6510LV-JEOL e microsonda EDS Thermo Scientific UltraDry nas extremidades e no núcleo dos corpos de prova das Ligas 1, 2 e 3 com tratamento térmico. As imagens foram geradas através do detector de elétrons secundário com ampliações de 500X e 1000X (Figura 48).

**Figura 48**– Análise das imagens de Microscopia eletrônica de varredura



**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais, 2014.

#### 4.2.8 Ensaio de dureza

Foi realizada a medição de dureza Rockwell da superfície de uma placa de desgaste da Liga 1, uma da Liga 2 e uma da Liga 3, utilizando-se durômetro, modelo 4007, marca Woltest, (Figura 49), devido à facilidade de utilização por ser portátil.

Durante um teste de dureza, um corpo de impacto (torpedo) equipado com um ímã permanente e uma esfera de metal duro (Figura 50), mediante a força de uma mola comprimida foi disparado contra a superfície do corpo de prova e em seguida retorna. As velocidades de impacto e de retorno foram medidas por um sistema de contatos, através de uma bobina, induzindo uma tensão elétrica durante os movimentos de avanço e retorno que foram proporcionais às velocidades de deslocamento do torpedo. Os valores de medidas derivadas das velocidades de impacto e impulso são processados dentro de um valor de dureza ou número L pelo

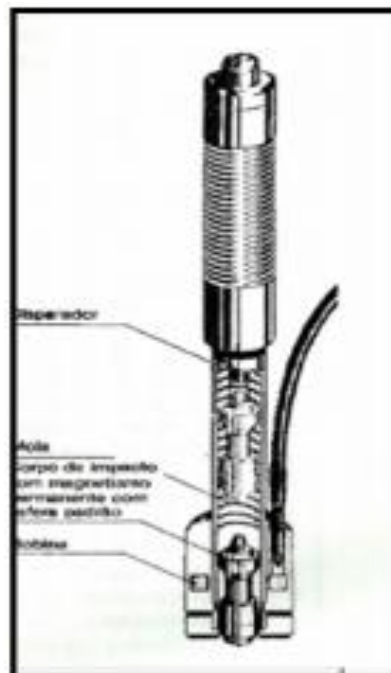
dispositivo indicado. As medições de dureza foram realizadas em dez pontos ao longo da espessura distanciadas de 7 mm.

**Figura 49** – Durômetro dureza Rockwell



Fonte: Produzida pelo autor (2014).

**Figura 50** – Corpo de impacto do Durômetro



Fonte: Produzida pelo autor (2014).

#### 4.2.9 Ensaio de microdureza

Nos corpos de prova das Ligas 1, 2 e 3 com e sem tratamento térmico, foram realizados ensaio de microdureza Vickers com dez impressões em cada amostra, com penetrador tipo pirâmide de diamante de base quadrada, Força = 5,0 Kgf; aumento de 400X; temperatura 23°C; Norma de referência ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008; equipamento utilizado Microdurômetro Óptico Wolpert.

#### 4.2.10 Ensaio de Abrasão Roda de Borracha

A resistência ao desgaste abrasivo foi avaliada de acordo com a norma ASTM G65-91 procedimento "A" através de uma abrasômetro tipo roda de borracha (Figuras 51 e 52). Para o ensaio foram escolhidos 3 corpos de prova nas medidas de 76,2 x 25,4 x 12,7 mm de cada uma das ligas 1, 2 e 3 tratado termicamente.

As peças foram lavadas por 15 minutos em banho ultrassônico com uso de equipamento da marca UltraCleaner 1400A e uso de líquido álcool etílico. Após limpeza, as peças foram secas e pesadas até massa constante, com uso de balança analítica da marca Denver Instrument APX-200 e levadas para a máquina de abrasão.

De acordo com o procedimento "A" foi aplicada uma força de compressão de 130N entre a amostra e a roda de borracha, aplicado um fluxo de areia abrasiva com granulometria de 32mesh e vazão de 350,4813g/min. A roda abrasiva com diâmetro de 231,24mm e número de revoluções ajustado em 214,9rpm, após tempo de 28 minutos de ensaio, percorreu uma distância de 4309,0m. Após este tempo as peças foram novamente lavadas em banho ultrassônico com álcool etílico, foram pesadas até massa constante e determinada a perda de massa.

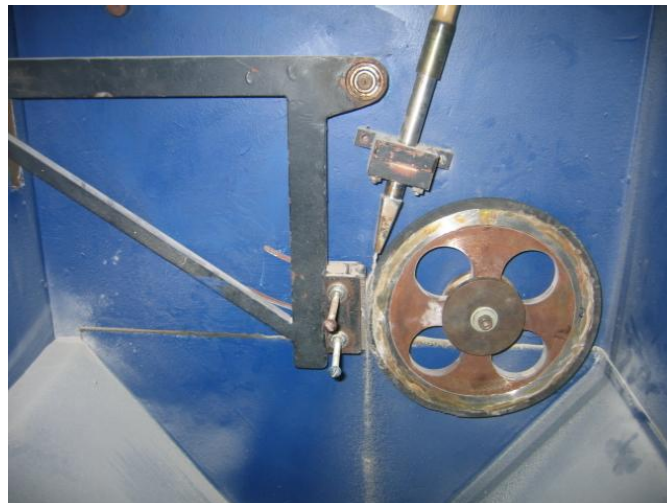


**Figura 51** – Equipamento Ensaio de Abrasão Roda de Borracha



Fonte: UNESC (2007).

**Figura 52** – Detalhe do fluxo abrasivo durante a realização do ensaio



Fonte: UNESC (2007).

#### 4.2.11 Rebarbação dos corpos de prova e das placas de desgaste

Realizada a rebarbação de todos os nove corpos de prova das Ligas 1, 2 e 3 tratadas e não tratadas termicamente e das seis placas das Ligas 1, 2 e 3 submetidas ao tratamento térmico.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Análise Química

Após a realização das análises químicas por espectrometria óptica e realizadas todas as correções necessárias, as composições finais das ligas 1, 2 e 3, com as quais foram produzidos os corpos de prova para os demais testes, são apresentadas na tabela 2.

**Tabela 2** - Composição química da matriz das ligas testadas

Liga	C	Cr	Mn	Cu	Ni	Mo	Si	Nb
1	3,05	25,02	0,88	0,14	0,77	0,06	1,01	
2	4,04	27,16	0,89	0,14	0,45	0,67	2,57	0,92
3	3,82	27,10	0,88	0,14	0,42	0,62	2,47	1,66

Fonte: Elaborada pelo autor, 2014.

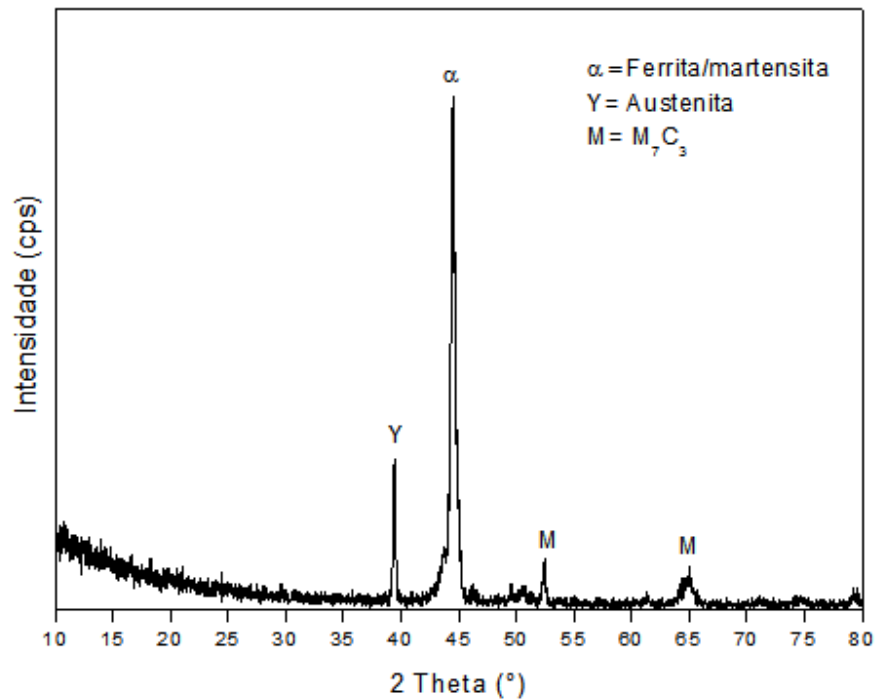
Os resultados de composição química indicam que a baixa dissolução do teor de Nb na matriz das Ligas 2 e 3 implicou em um aumento considerável do teor de C e de Si em relação à composição desejada. Tais resultados impactaram diretamente nos testes de dureza realizados nas ligas, o que será discutido posteriormente, no item 5.6, do presente estudo.

### 5.2 Ensaios de Difração de Raios X

Os ensaios de difração de raios X, foram realizados nas amostras das Ligas 1; 2 e 3, tratadas termicamente em equipamento da marca Shimadzu, modelo: XRD-7000 de alvo de cobre ( $\lambda=0,154\text{nm}$ ), ângulo de varredura de  $10^\circ$  a  $80^\circ$ , velocidade de varredura de  $2^\circ / \text{min.}$  e com passo de  $0,02^\circ$ .

- **Liga 1:** Os ensaios confirmaram a presença das fases de ferrita/martensita, austenita e carbonetos  $M_7C_3$ , conforme explicitado no difratograma da figura 53.

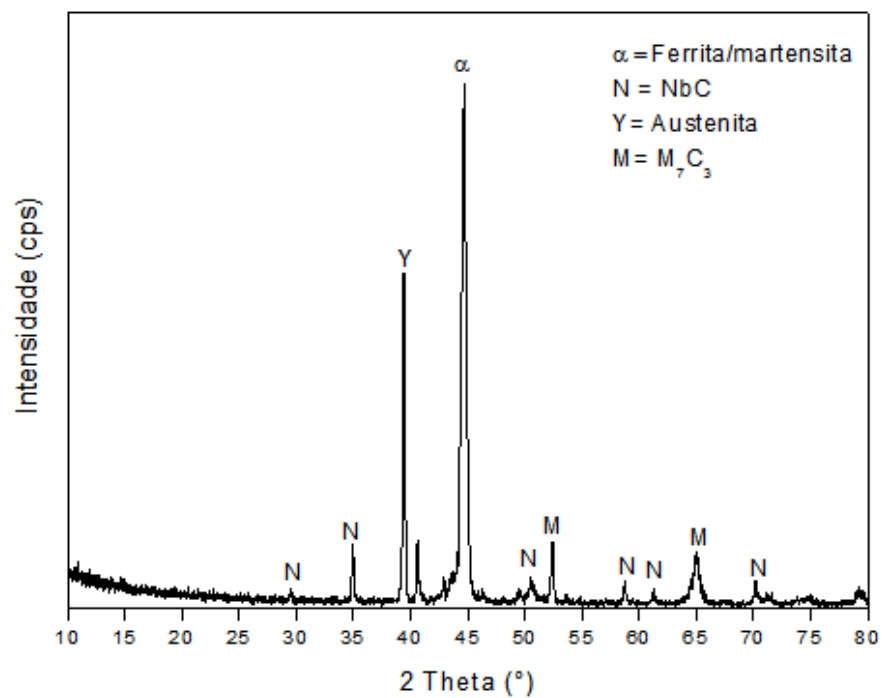
**Figura 53** – Difratoograma de Raios X da Liga 1 com tratamento térmico.



Fonte: Elaborado pelo autor (2014).

- **Liga 2:** Os ensaios confirmaram a presença das fases ferrita/martensita, carbonetos de nióbio, austenita e carbonetos  $M_7C_3$ . (Figura 54).

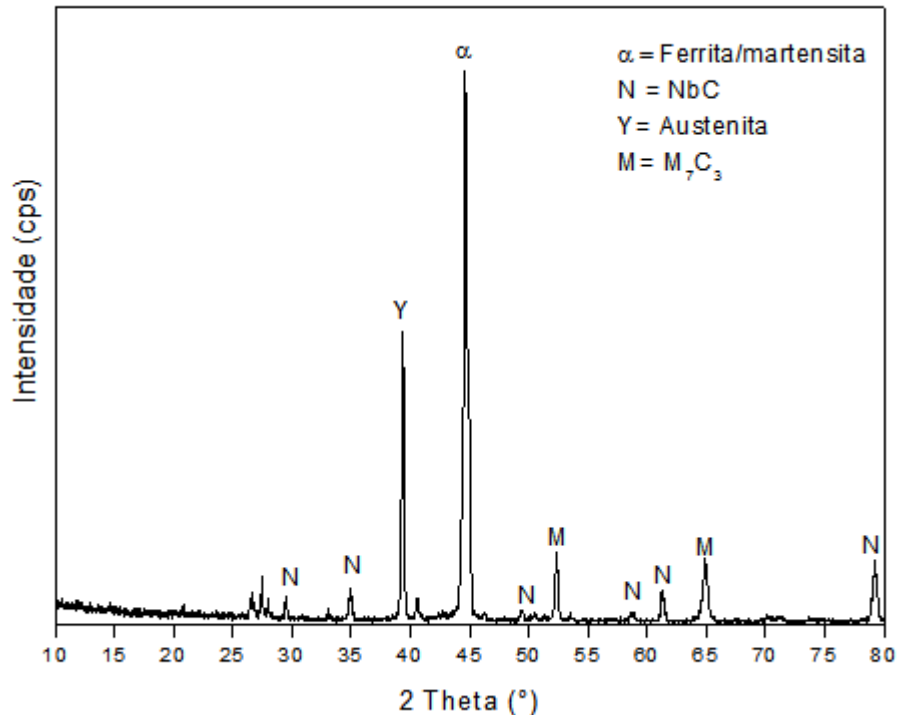
**Figura 54** – Difratoograma de Raios X da Liga 2 com tratamento térmico.



Fonte: Elaborado pelo autor (2014).

- **Liga 3:** Os ensaios confirmaram a presença das fases ferrita/martensita, carbonetos de nióbio, austenita e carbonetos  $M_7C_3$ . (Figura 55).

**Figura 55** – Difratoograma de Raios X da Liga 3 **com** tratamento térmico.



**Fonte:** Elaborado pelo autor (2014).

As análises por difração de raios X, efetuadas nas amostras (uma de cada liga) tratadas termicamente, para identificação dos carbonetos presentes na microestrutura, revelaram que os carbonetos eutéticos presentes na microestrutura da Liga 1 (isenta de nióbio) são do tipo  $M_7C_3$ , enquanto nas Ligas 2 e 3 que contém nióbio, apresentam, também, carbonetos NbC. Esses resultados corroboram os estudos de Zhi et. al. (2007) na China, que realizaram estudos semelhantes para identificar o efeito do elemento nióbio na microestrutura do ferro fundido alto cromo hipereutético. Os carbonetos NbC também foram encontrados nas análises de microestrutura de ferro fundido branco alto cromo realizadas por Filipovic et. al. (2012) na Sérvia, o que confirma que, quando se adiciona FeNb no banho líquido do ferro fundido branco, os carbonetos NbC são evidenciados.

### 5.3 Ensaio de Metalografia

Após a realização do ensaio de metalografia das amostras das ligas 1, 2 e 3, sem e com tratamento térmico, foram evidenciadas as seguintes estruturas:

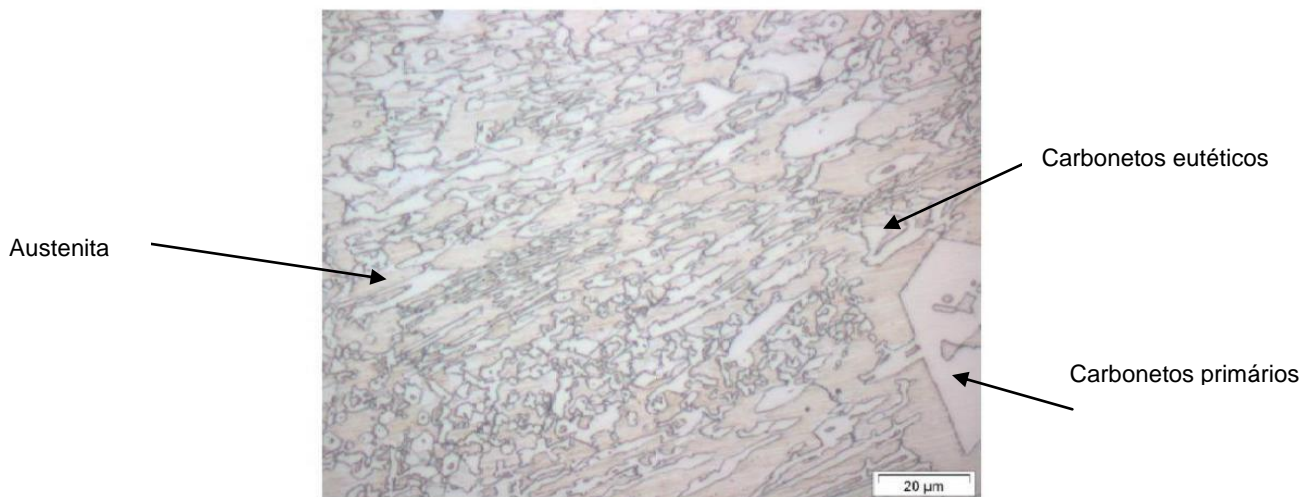
- **Liga 1, sem tratamento térmico:** Observou-se a presença de regiões de difícil definição por microscopia óptica e porosidades típicas de microrrechupes (Figura 56). Estrutura típica de austenita, carbonetos eutéticos na forma poliédrica e acicular e carbonetos primários (Figura 57).

**Figura 56** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (Liga 1) sem tratamento térmico e sem ataque químico.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

**Figura 57** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (Liga 1) sem tratamento térmico, com ataque químico Vilella.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

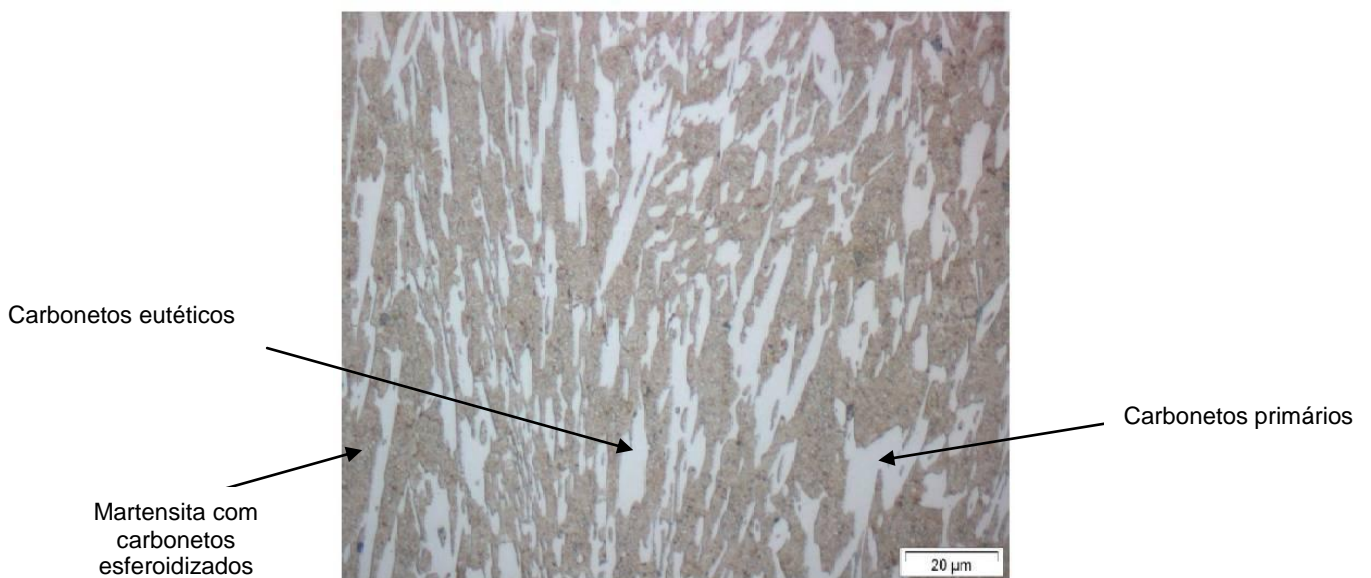
- **Liga 1, com tratamento térmico:** Observou-se a presença de inclusões típicas de óxidos e sulfetos (Figura 58). Estrutura típica de martensita associada a carbonetos esferoidizados, carbonetos eutéticos e carbonetos primários (Figura 59).

**Figura 58** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (Liga 1) com tratamento térmico e sem ataque químico.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

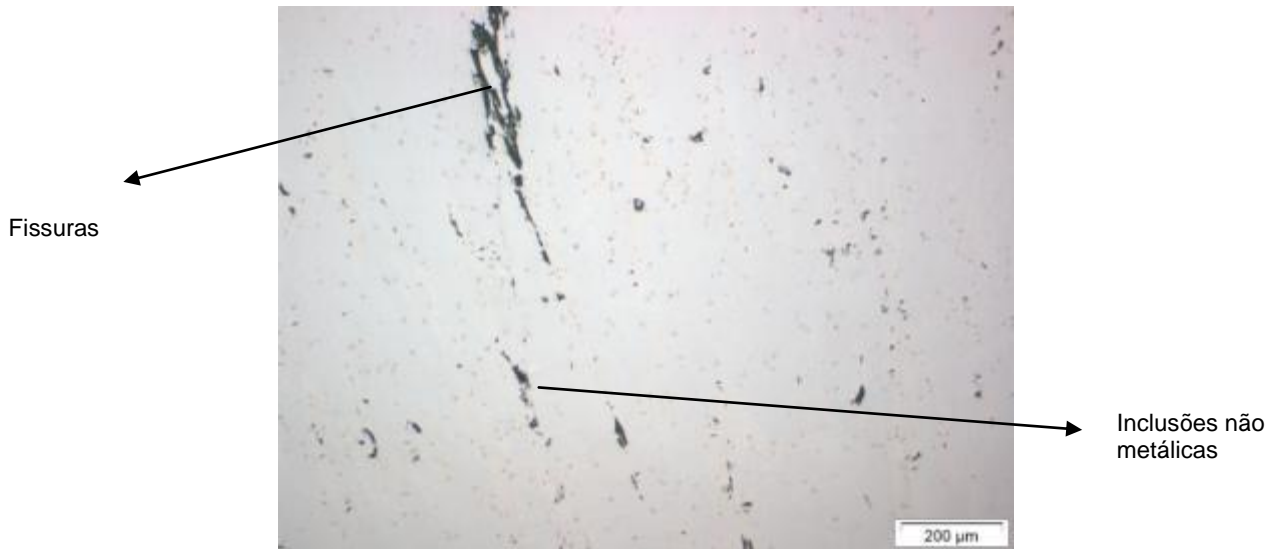
**Figura 59** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (Liga 1) com tratamento térmico e ataque químico Vilella.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

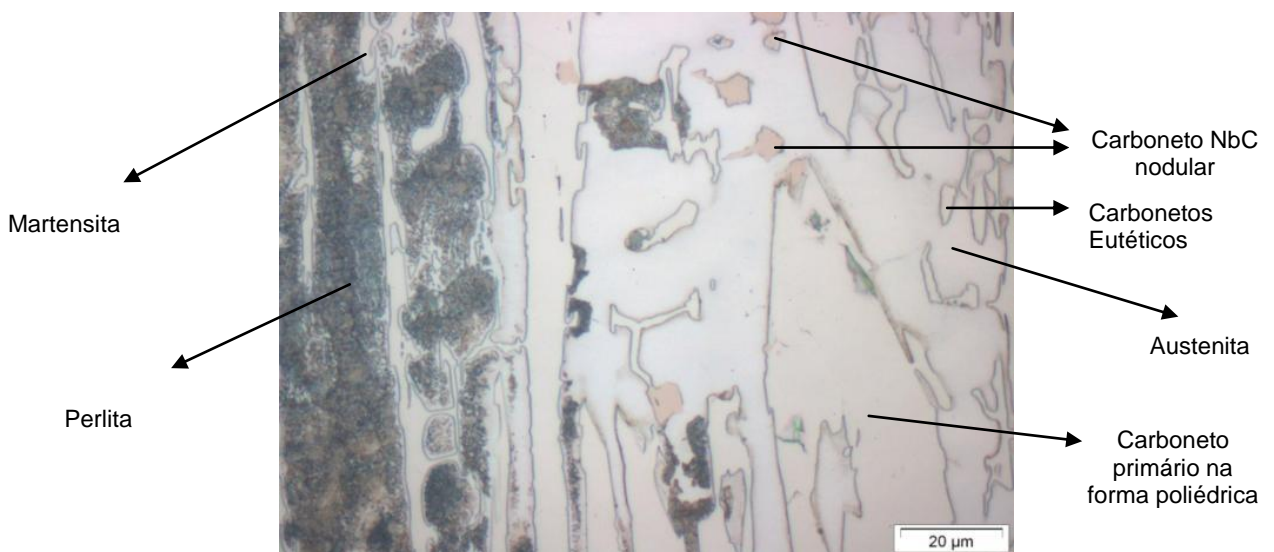
- **Liga 2, sem tratamento térmico:** Observou-se presença típicas de óxidos e sulfetos (Figura 60). Estrutura típica de perlita, austenita, martensita e carbonetos na forma acicular e poliédrica (Figura 61).

**Figura 60** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 0,9% Nb (Liga 2) sem tratamento térmico e sem ataque químico.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

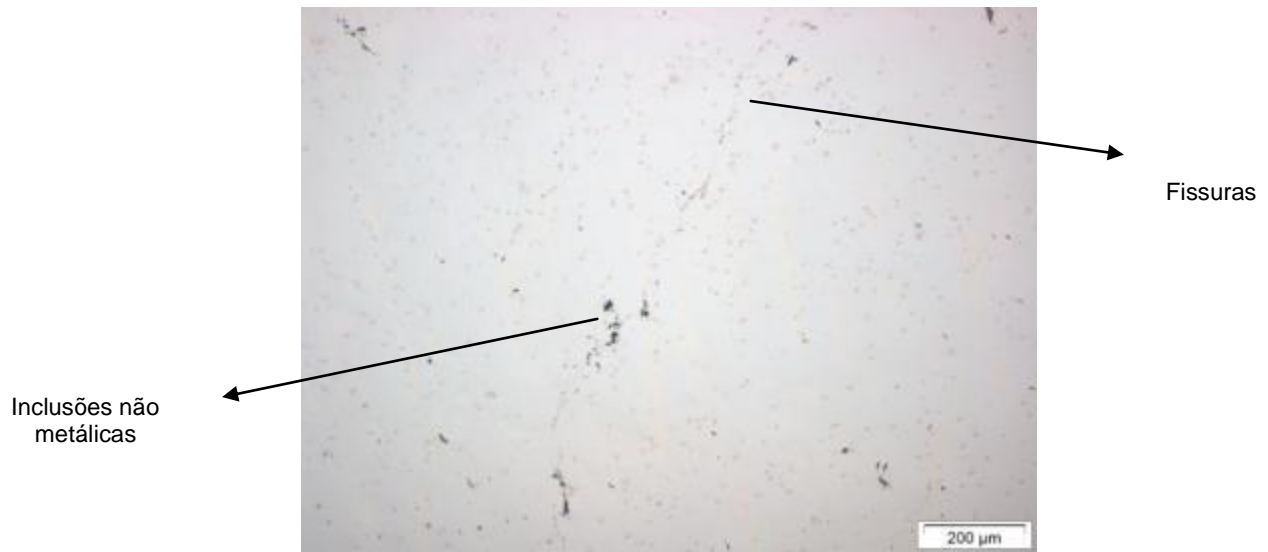
**Figura 61** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 0,9% Nb (Liga 2) sem tratamento térmico, com ataque químico Vilella



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

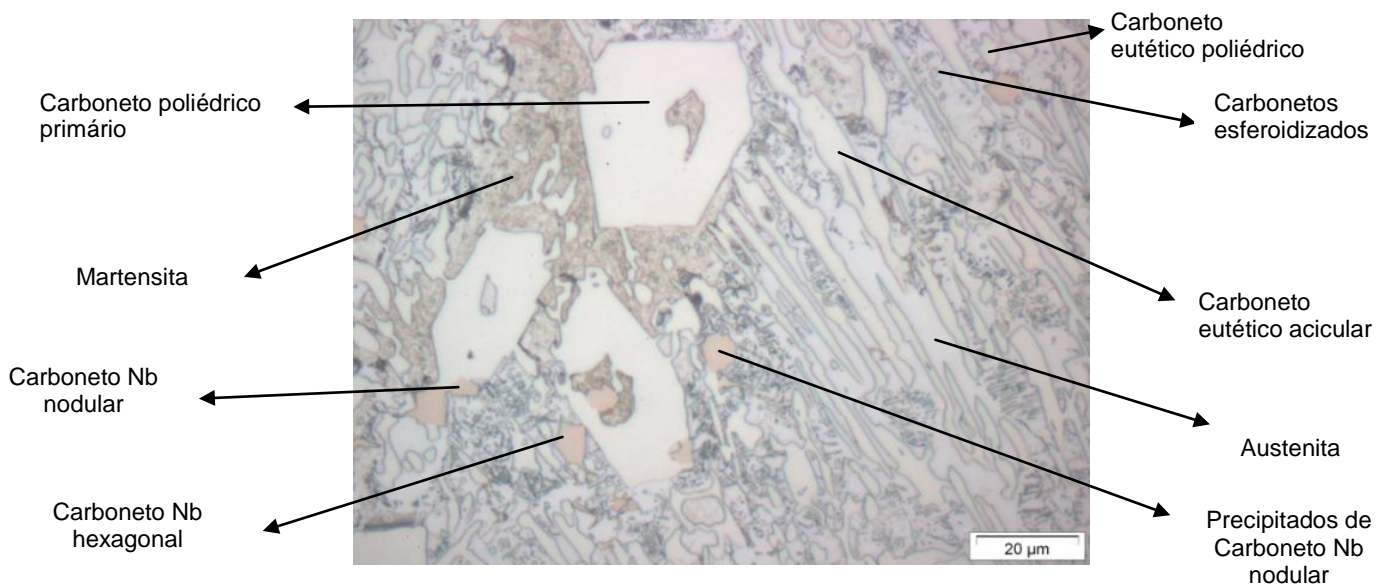
- **Liga 2, com tratamento térmico:** Observou-se presença típica de óxidos, sulfetos, fissuras e inclusões não metálicas (Figura 62). Estrutura típica de martensita associada a carbonetos esferoidizados, carbonetos na forma acicular e poliédrica. (Figura 63).

**Figura 62** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 0,9% Nb (Liga 2) com tratamento térmico e sem ataque químico.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

**Figura 63** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 0,9 % Nb (Liga 2) com tratamento térmico e ataque químico Vilella.

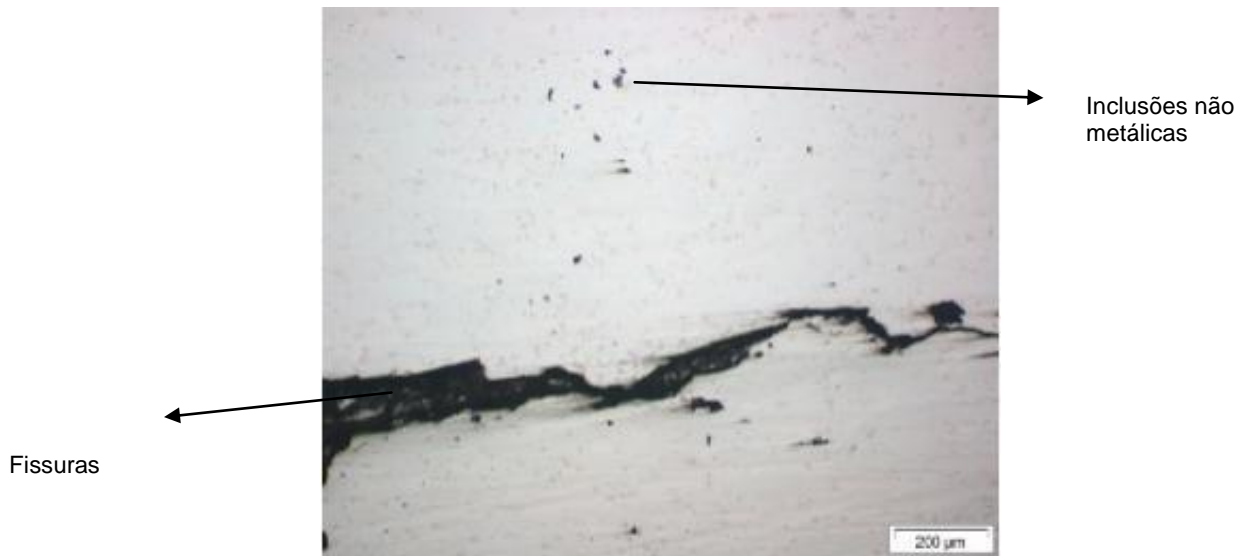


Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).



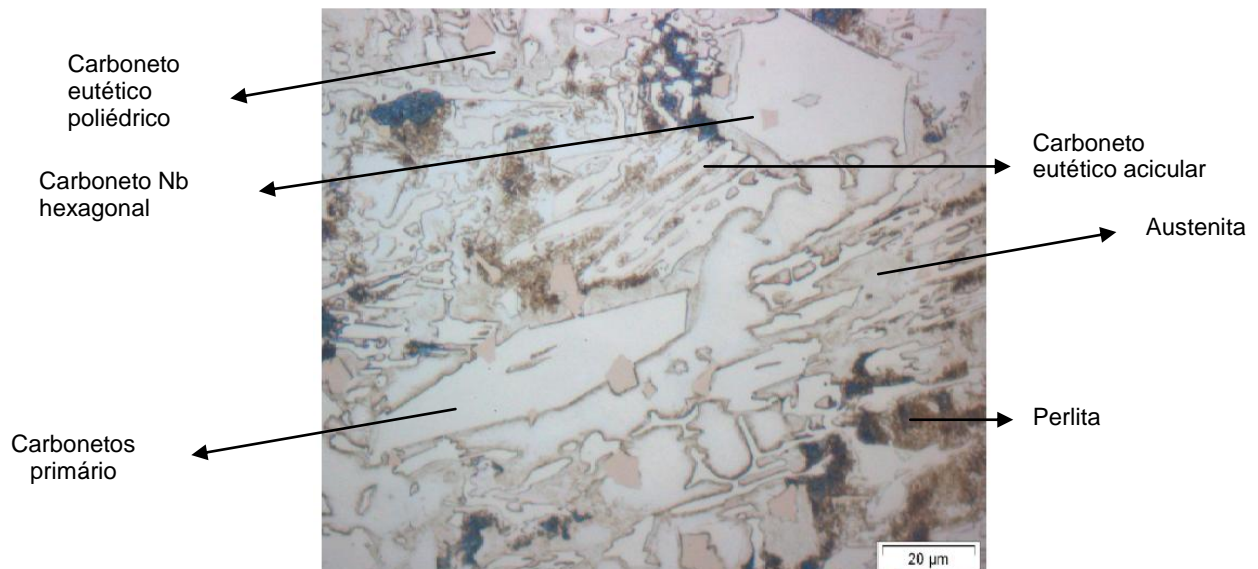
- **Liga 3, sem tratamento térmico:** Observou-se trincas, fissuras, porosidades típicas de microrrechupes e inclusões típicas de óxidos e sulfetos (Figura 64). Estrutura típica de perlita, carbonetos primários, austenita e carbonetos eutéticos na forma acicular e poliédrica (Figura 65).

**Figura 64** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 1,6% Nb (Liga 3) sem tratamento térmico e sem ataque químico.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

**Figura 65** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 1,6% Nb (Liga 3) sem tratamento térmico, com ataque químico Vilella.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

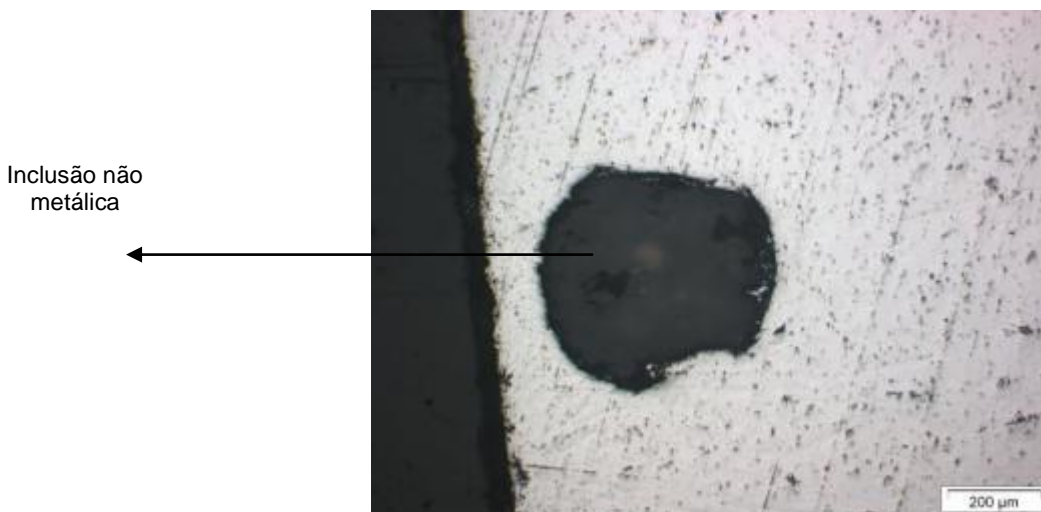
- **Liga 3, com tratamento térmico:** Observou-se inclusões típicas de óxidos, sulfetos e porosidades típicas de microrrechupes (Figura 66), também inclusões não metálicas localizadas em uma extremidade da amostra (Figura 67). Estrutura típica de martensita, perlita, carbonetos eutéticos na forma poliédrica e acicular e carbonetos primários (Figura 68).

**Figura 66** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 1,6% Nb (Liga 3) com tratamento térmico e sem ataque químico.



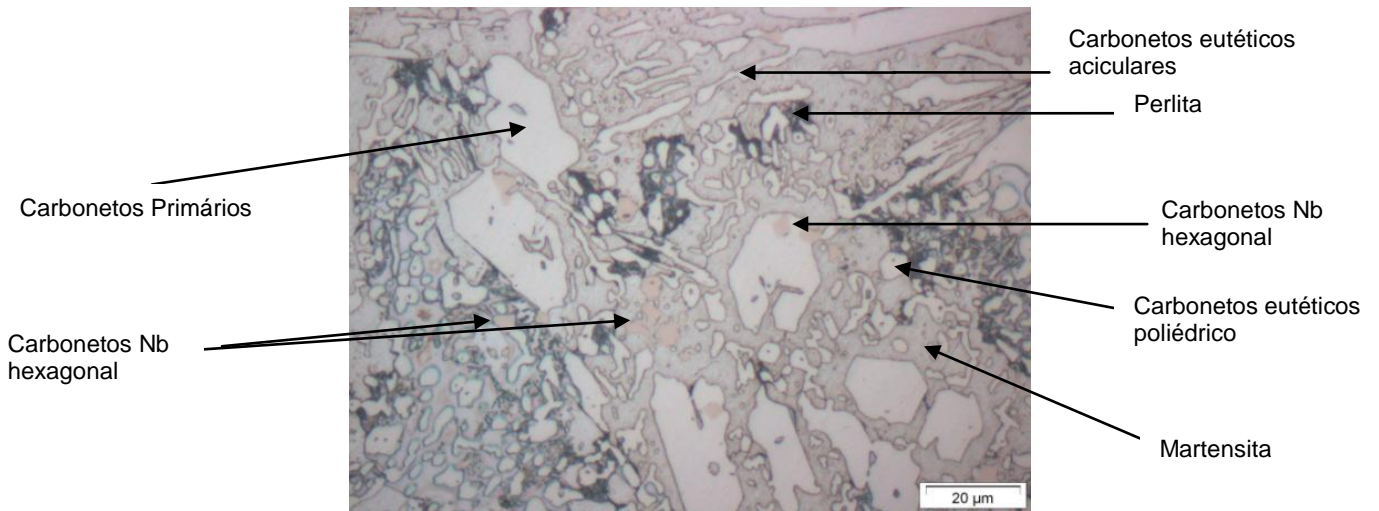
Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

**Figura 67** - Inclusão não metálica na Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 1,6% Nb (Liga 3) com tratamento térmico e sem ataque químico.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

**Figura 68** - Microestrutura do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com 1,6% Nb (Liga 3) com tratamento térmico e ataque químico Vilella.



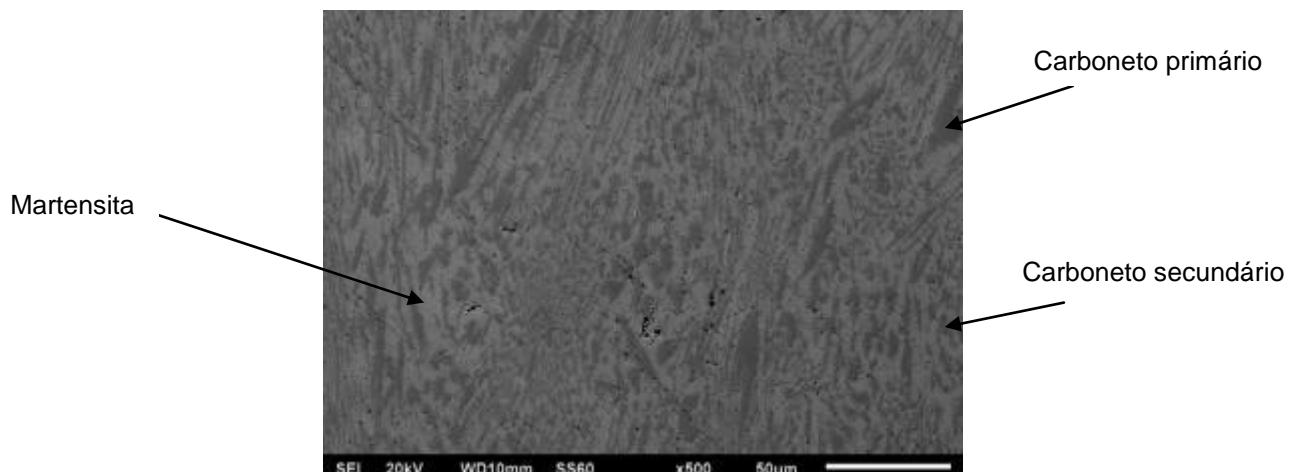
Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

## 5.4 Ensaios de microscopia eletrônica de varredura (MEV)

### 5.4.1 Ensaios MEV da Liga 1

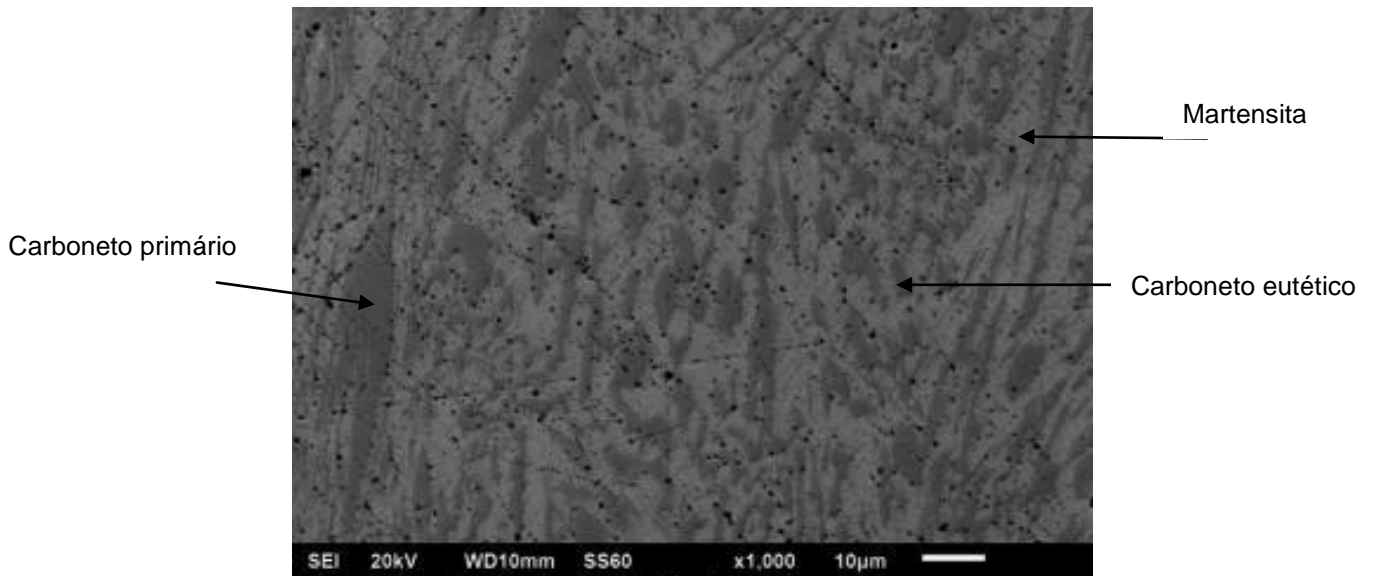
As amostras da Liga 1 tratadas termicamente foram submetidas ao ensaio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) em microscópio eletrônico por varredura e microsonda. As imagens foram geradas através do detector de elétrons secundários nas **extremidades** e no **núcleo**, com ampliações de 500X e 1000X. Conforme detalhado nas figuras 69 a 72, a seguir:

**Figura 69** - Microscopia Eletrônica de Varredura da extremidade da amostra da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 500X.



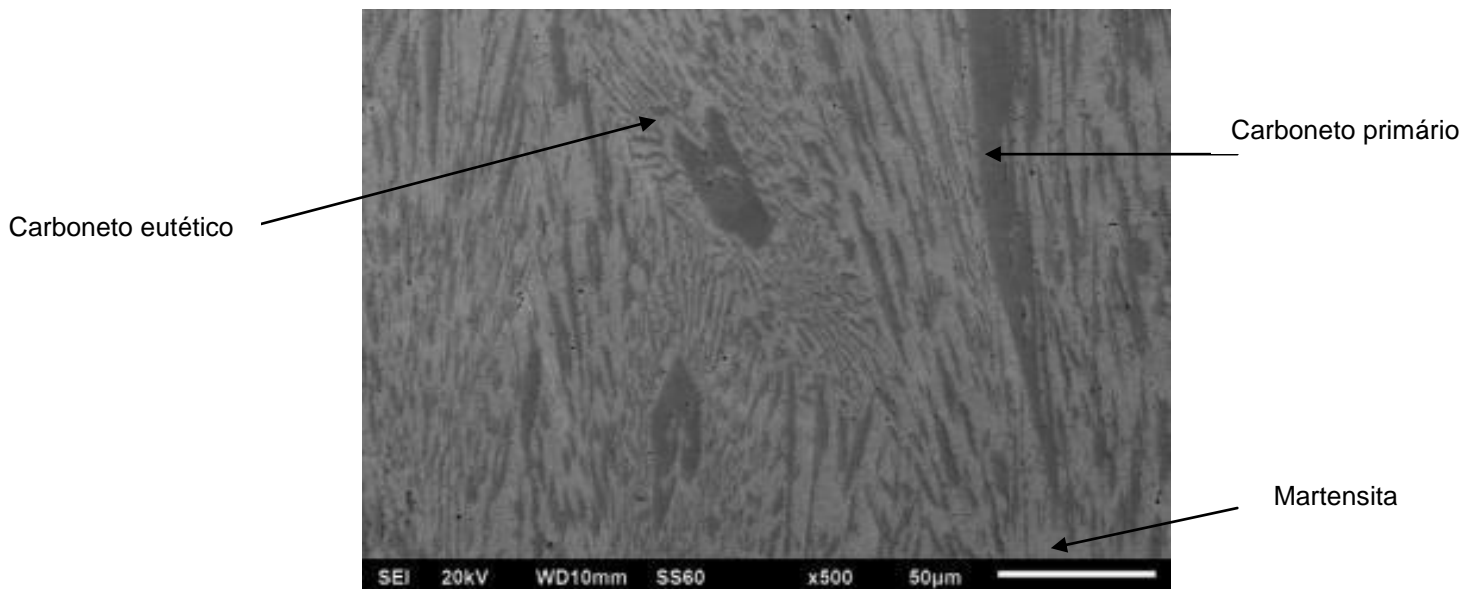
Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

**Figura 70** - Microscopia Eletrônica de Varredura da extremidade da amostra da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X.



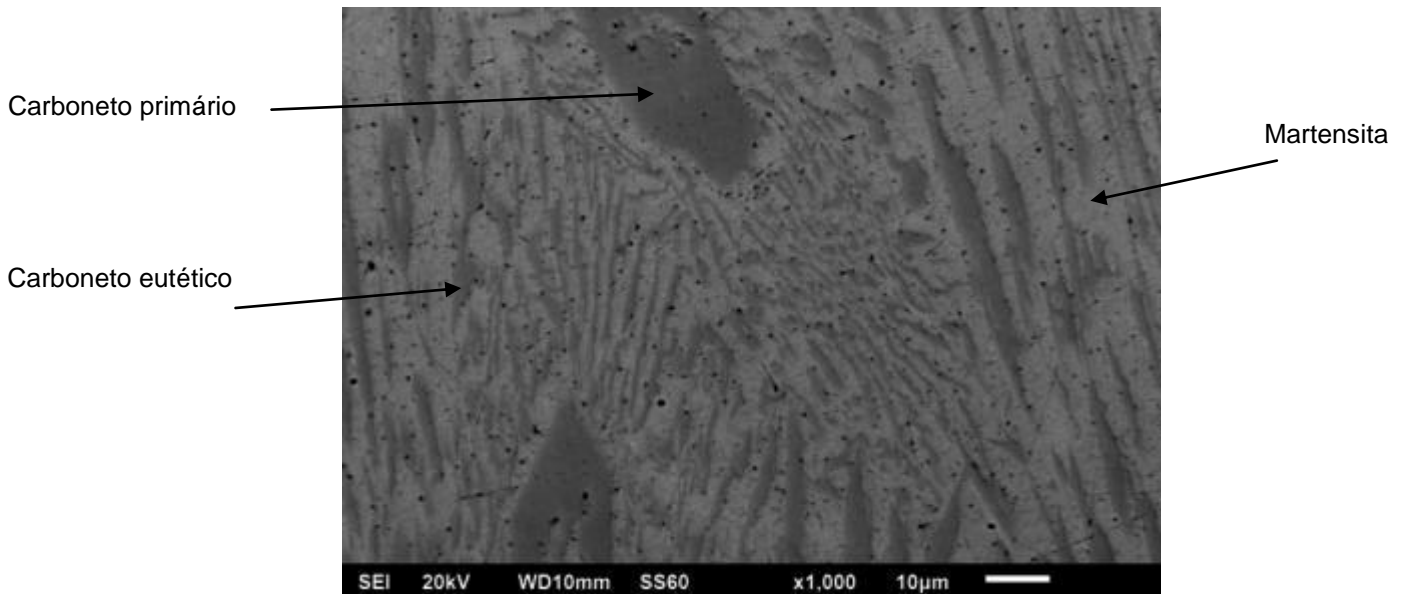
Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

**Figura 71** - Microscopia Eletrônica de Varredura do núcleo da amostra da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 500X.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

**Figura 72** - Microscopia Eletrônica de Varredura do **núcleo** da amostra da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X

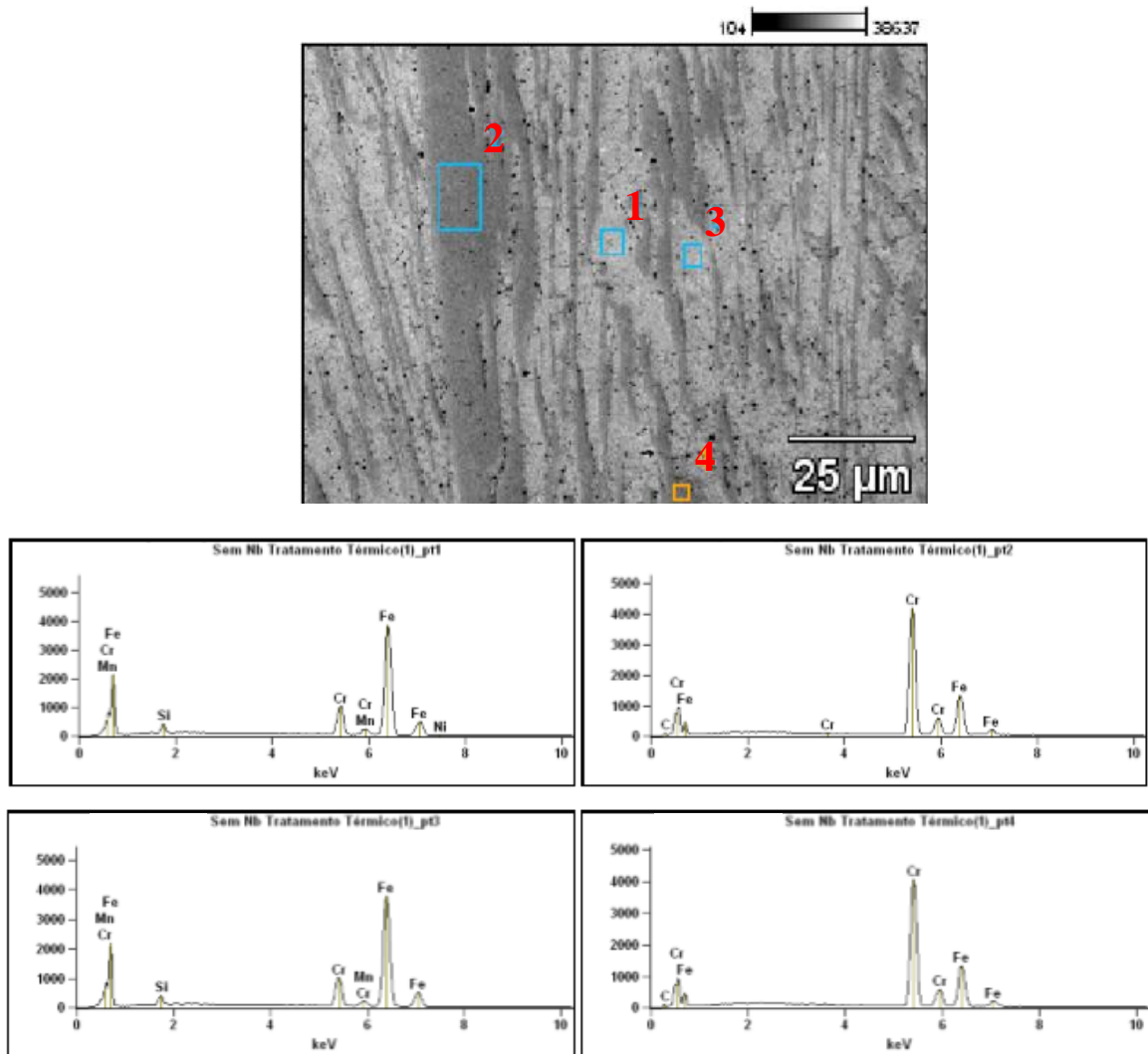


**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

#### 5.4.1.1 Resultados de microanálises da Liga 1

Foram realizadas análises químicas via espectrômetro por dispersão de energia (EDS) no **núcleo** e na **extremidade** da amostra da Liga 1 tratada termicamente (Figuras 73 e 74).

**Figura 73** – Microanálise EDS do núcleo da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X.



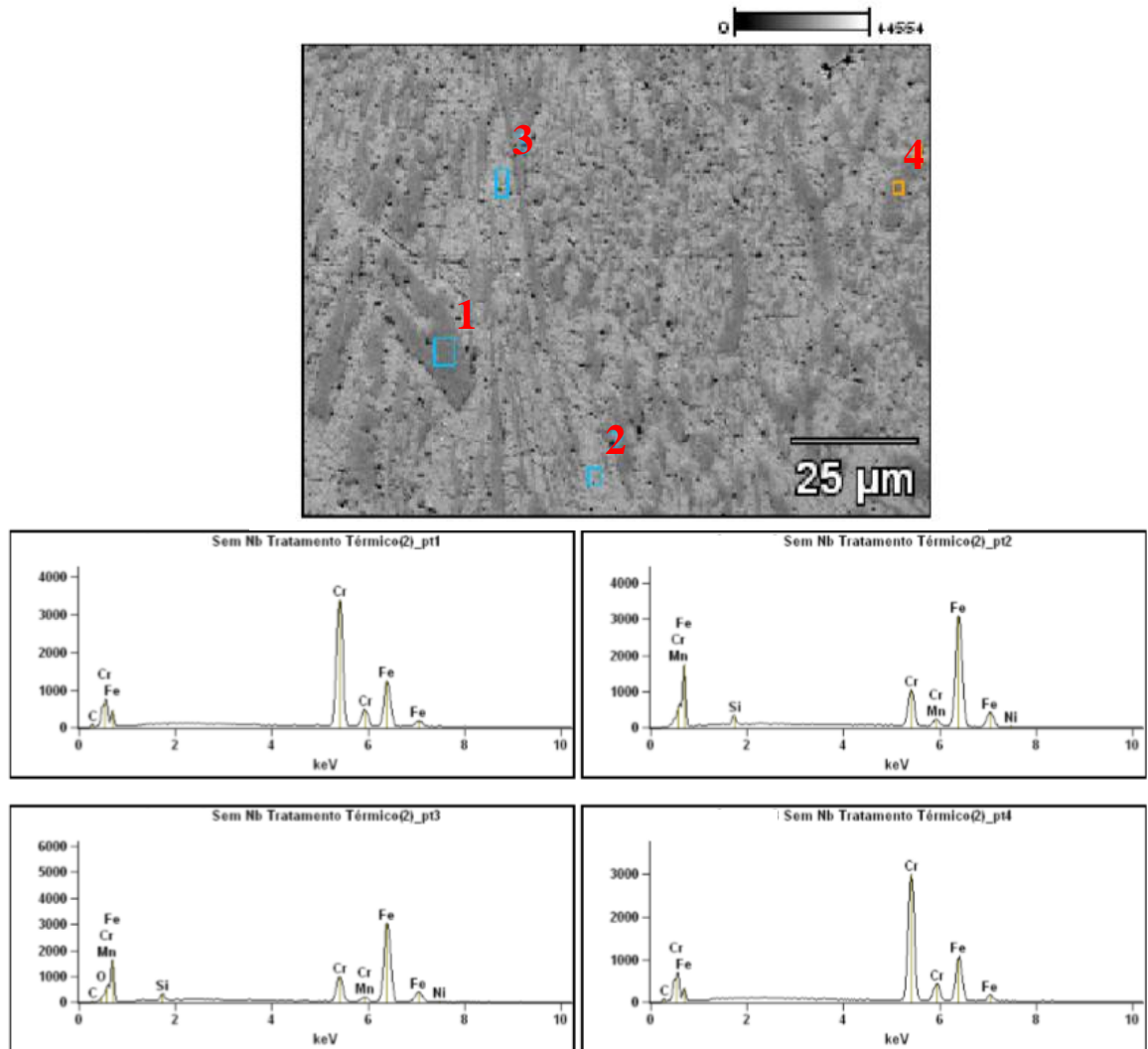
Composição Química (% elementos)

	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
<i>Sem Nb Tratamento Térmico(1) pt1</i>		2.04	12.38	1.40	83.31	0.86
<i>Sem Nb Tratamento Térmico(1) pt2</i>	1.02		64.72		34.26	
<i>Sem Nb Tratamento Térmico(1) pt3</i>		2.10	12.61	1.27	84.02	
<i>Sem Nb Tratamento Térmico(1) pt4</i>	1.04		63.87		35.09	

Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

Verificou-se que os pontos 1 e 3 representam análise da martensita e os pontos 2 e 4 representam os carbonetos de cromo. O ponto 2 mostra a análise química do carboneto primário e o ponto 4, do carboneto obtido no eutético (Figura 73).

**Figura 74** – Microanálise EDS da extremidade da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X.



Composição Química (% elementos)

	C	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
<i>Sem Nb Tratamento Térmico(2)_pt1</i>	1.13			62.07		36.79	
<i>Sem Nb Tratamento Térmico(2)_pt2</i>			1.76	15.42	1.34	80.72	0.77
<i>Sem Nb Tratamento Térmico(2)_pt3</i>	0.11	0.16	1.89	14.67	0.99	81.47	0.71
<i>Sem Nb Tratamento Térmico(2)_pt4</i>	1.00			62.91		36.09	

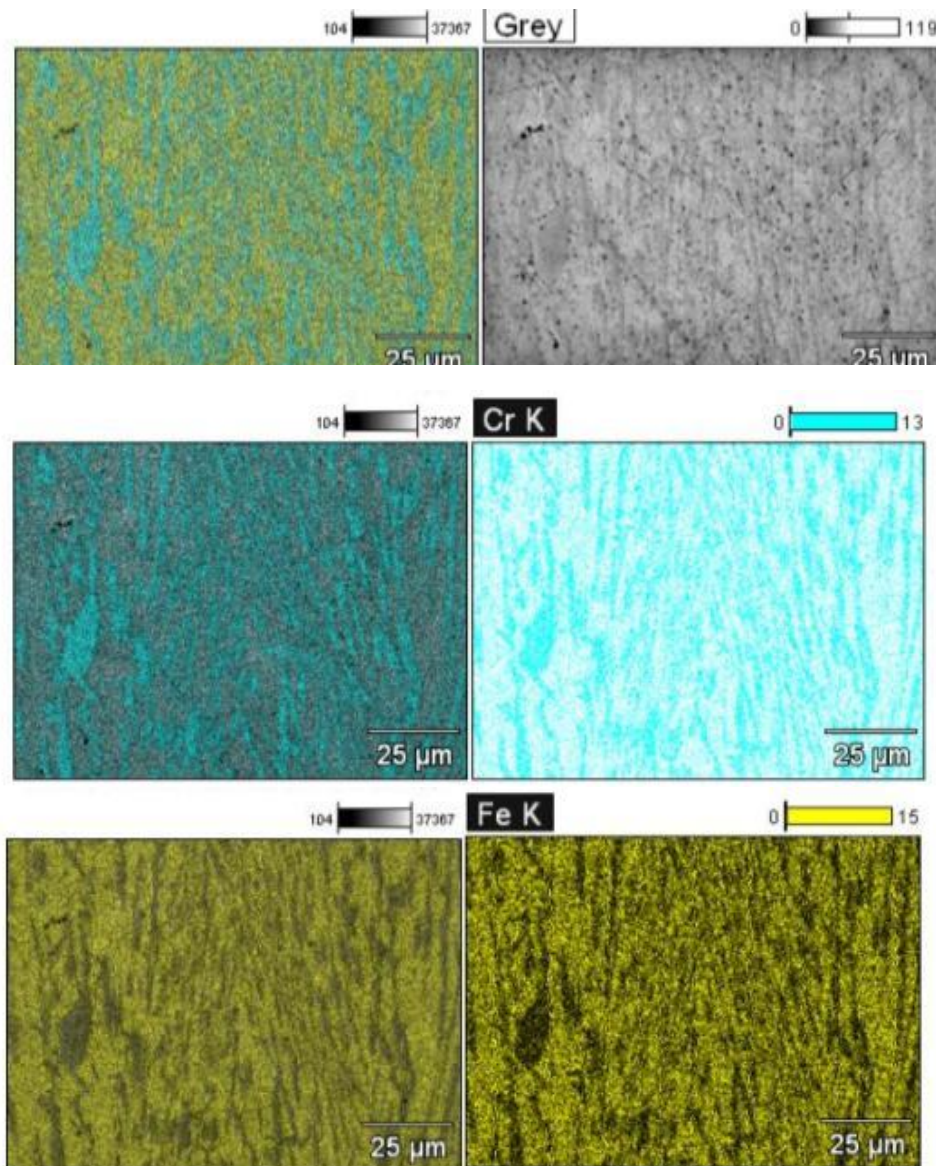
Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

Verificou-se que os pontos 2 e 3 representam análise da martensita e os pontos 1 e 4 representam os carbonetos de cromo. O ponto 1 mostra a análise química do carboneto primário e o ponto 4, do carboneto obtido no eutético (Figura 74).

#### 5.4.1.2 Resultados de mapeamento químico da Liga 1

Foi realizado mapeamento químico em uma região da amostra da Liga 1 tratada termicamente sendo detectado conforme figuras 75 e 76 como os elementos de cromo e ferro.

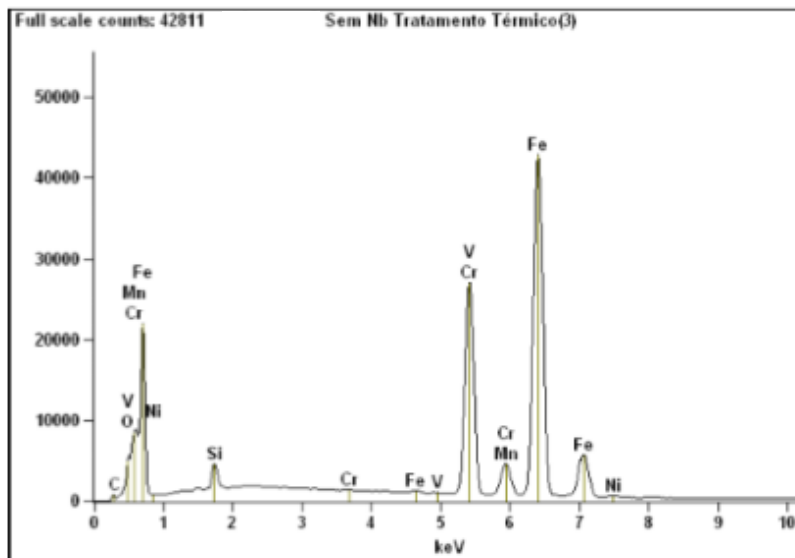
**Figura 75** – Mapeamento Químico do ponto 3 da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).



**Figura 76** – Gráfico do Mapeamento Químico no ponto 3 da Liga 1 tratada termicamente com ampliação 1000X

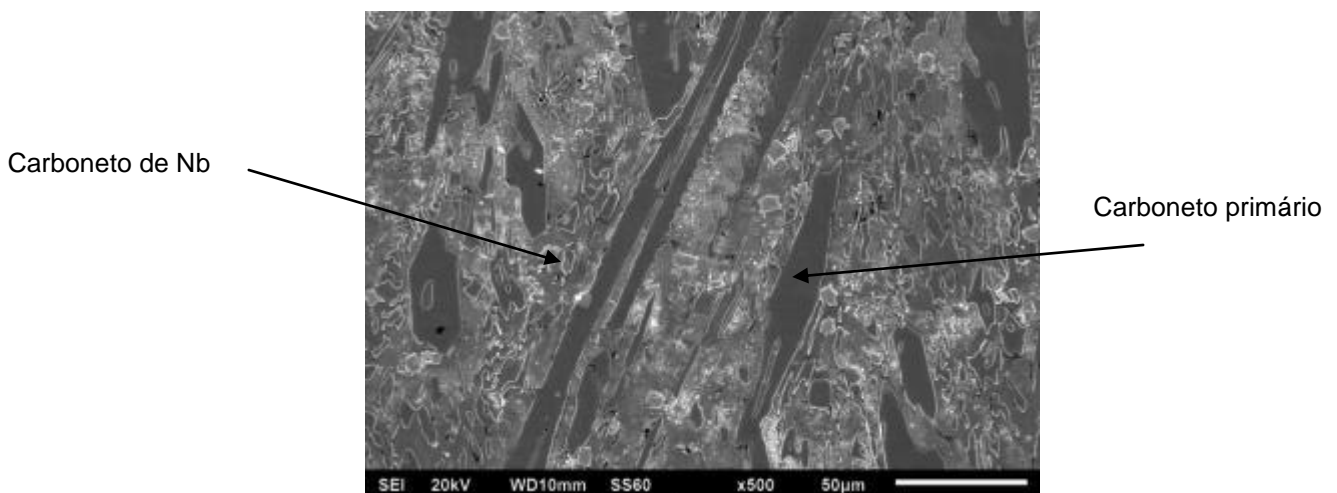


**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais, 2014.

#### 5.4.2 Ensaios MEV da Liga 2

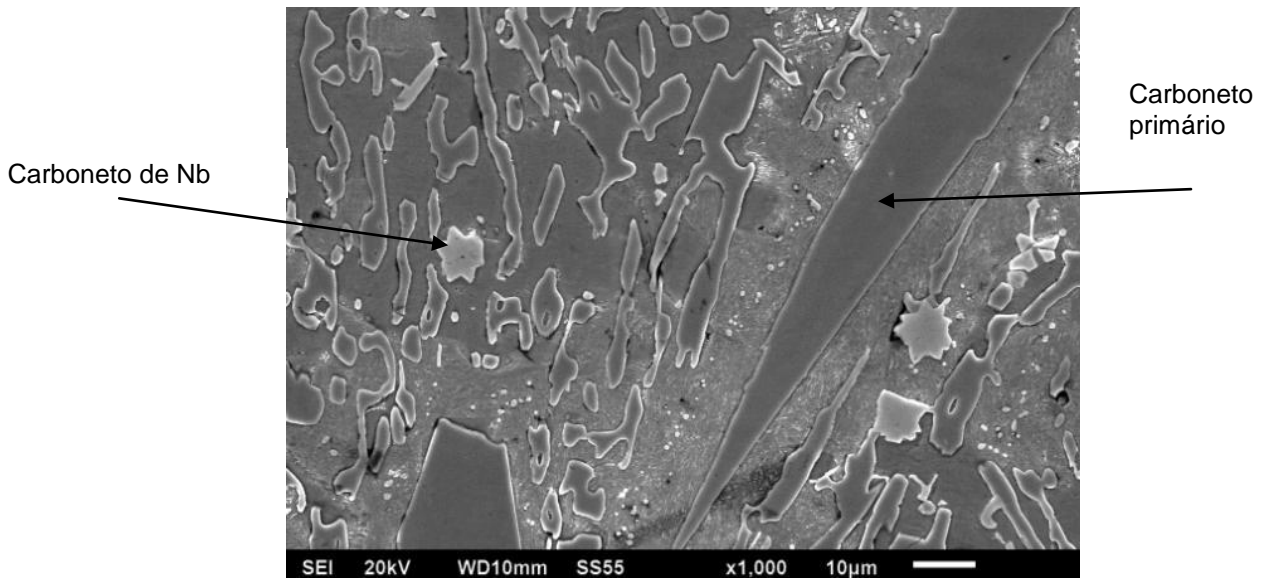
As amostras da Liga 2 tratadas termicamente foram submetidas ao ensaio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). As imagens foram geradas através do detector de elétrons secundário nas **extremidades** e no **núcleo**, com ampliações de 500X e 1000X, conforme detalhado nas figuras 77 a 80.

**Figura 77** – Microscopia eletrônica de varredura da extremidade da Liga 2 tratada termicamente com ampliação de 500X.



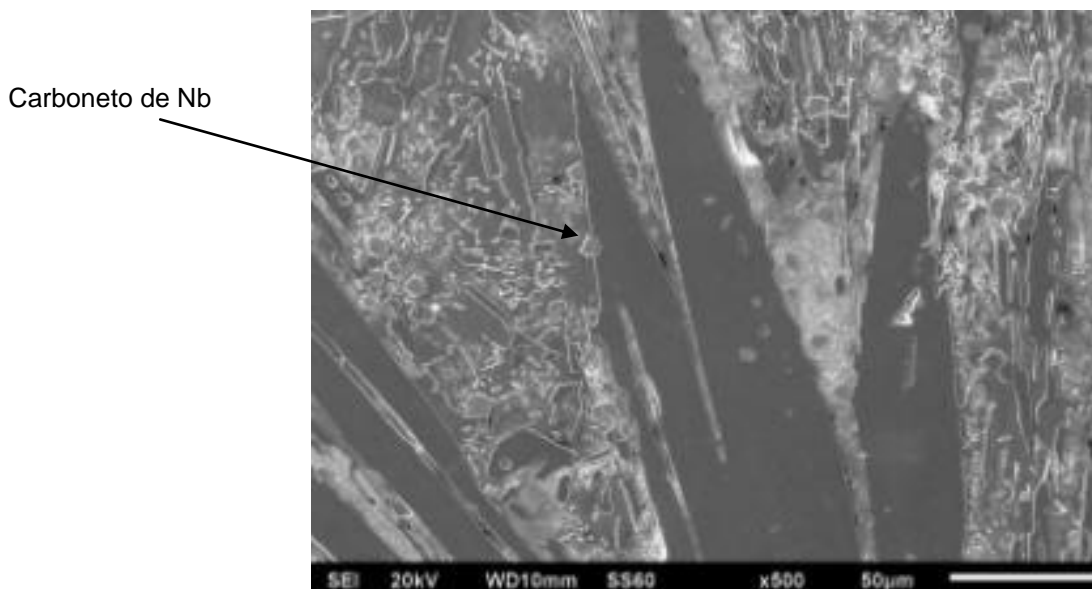
**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

**Figura 78** – Microscopia eletrônica de varredura da extremidade da Liga 2 tratada termicamente com ampliação 1000X.



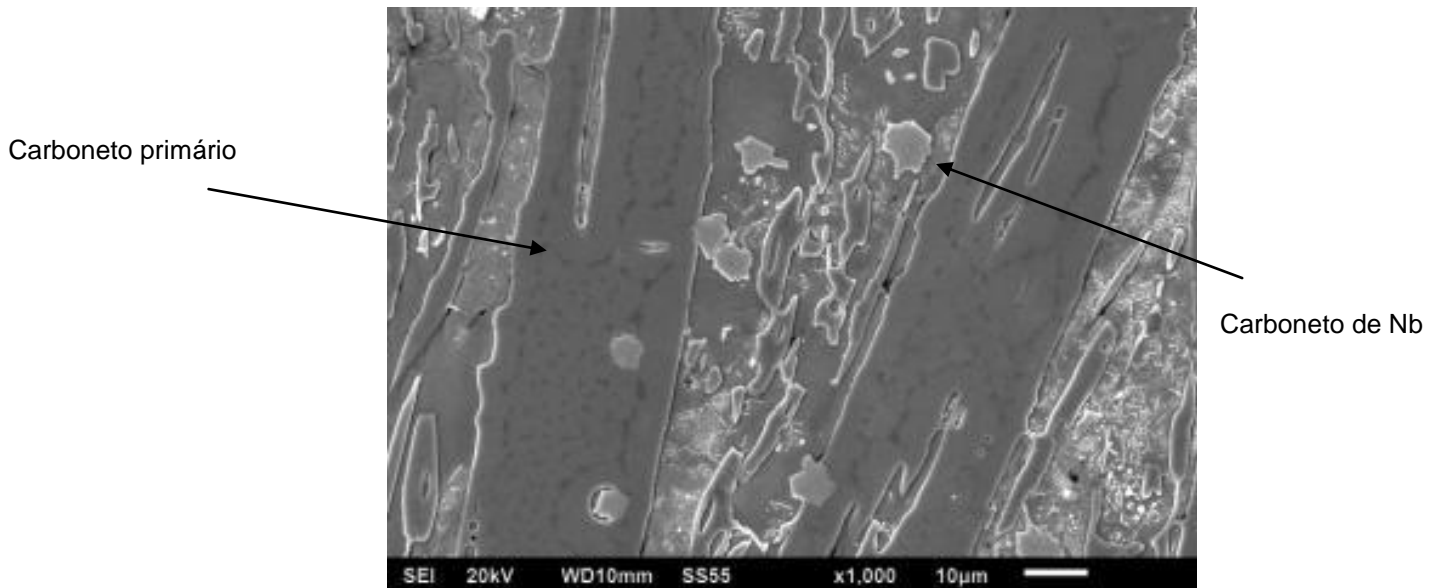
Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

**Figura 79** – Microscopia eletrônica de varredura do núcleo da Liga 2 tratada termicamente com ampliação 500X.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

**Figura 80** – Microscopia eletrônica de varredura do núcleo da Liga 2 tratada termicamente com ampliação 1000X.

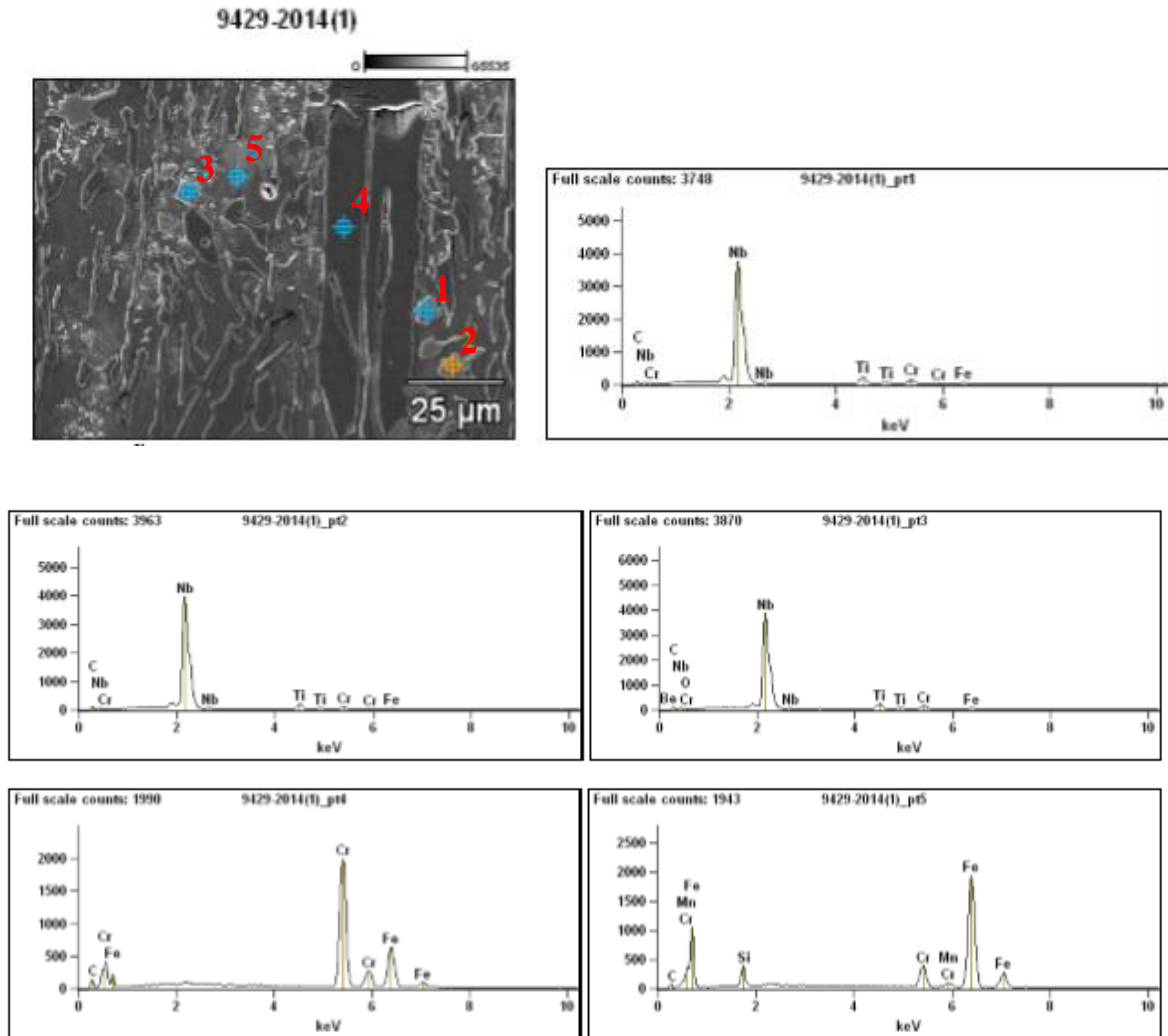


**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

#### 5.4.2.1 Resultados de microanálises da Liga 2

Foram realizadas análises químicas via espectrômetro por dispersão de energia (EDS) no **núcleo** e na **extremidade** da amostra da Liga 2 tratada termicamente (Figuras. 81 a 84).

**Figura 81** – Microanálise EDS do núcleo da amostra da Liga 2 tratada termicamente com ampliação 1000X.



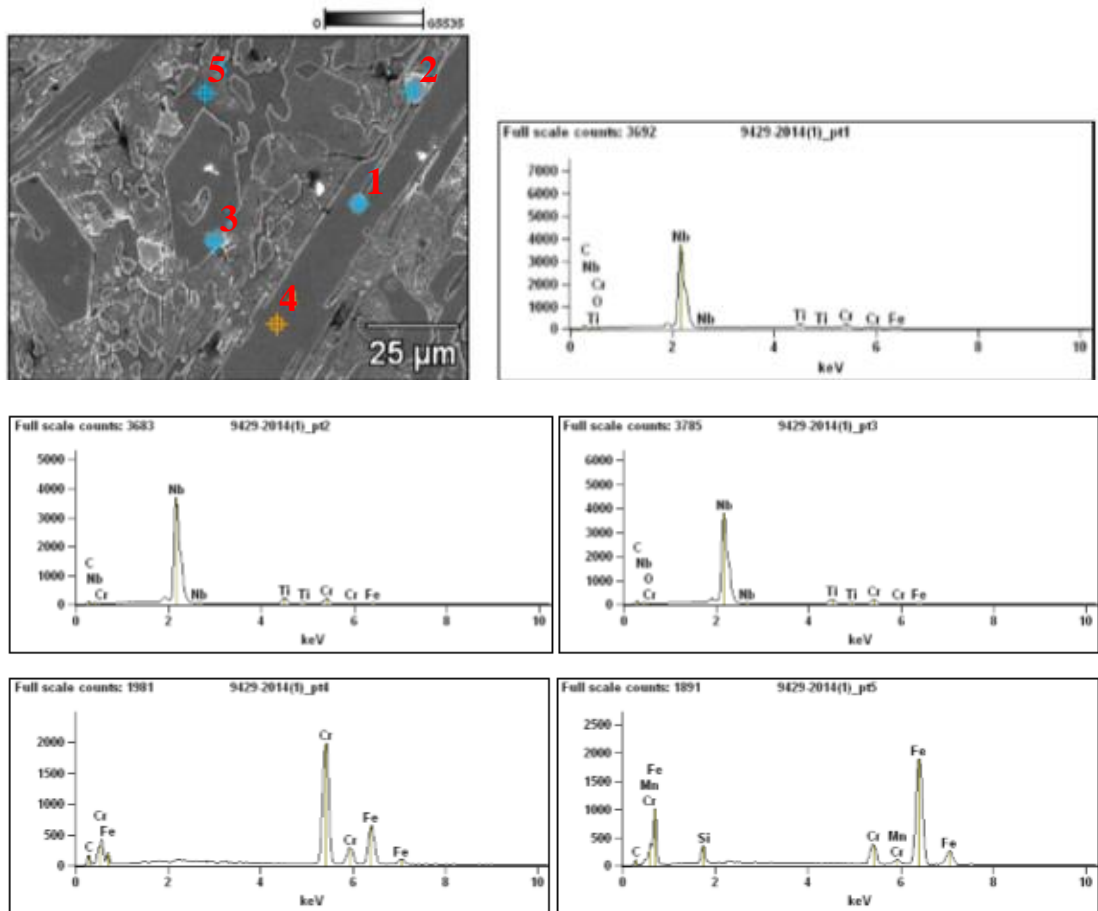
Composição Química (% elementos)

	Be	C	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Nb
9429-2014(1)_pt1		4.12			5.76	4.64		1.73	83.76
9429-2014(1)_pt2		4.39			4.40	2.64		2.05	86.52
9429-2014(1)_pt3	0.03	4.01	1.61		5.70	3.88		1.89	82.88
9429-2014(1)_pt4		3.10				65.01		31.89	
9429-2014(1)_pt5		1.83		4.05		9.12	1.18	83.82	

Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais, 2014.

Verificou-se que os pontos 1, 2 e 3 representam análise dos carbonetos de nióbio. O ponto 4 representam o carboneto primário de cromo e o ponto 5 a matriz (Figura 81).

**Figura 82** – Microanálise EDS da extremidade da amostra da Liga 2 tratada termicamente com ampliação 1000X.



Composição Química (% elementos)

	C	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Nb
9429-2014(1)_pt1	5.08	1.01		5.14	5.93		1.85	80.98
9429-2014(1)_pt2	5.11			5.09	5.28		1.56	82.96
9429-2014(1)_pt3	4.75	1.90		4.83	5.71		1.55	81.26
9429-2014(1)_pt4	3.88				63.88		32.24	
9429-2014(1)_pt5	2.13		4.10		9.07	1.02	83.68	

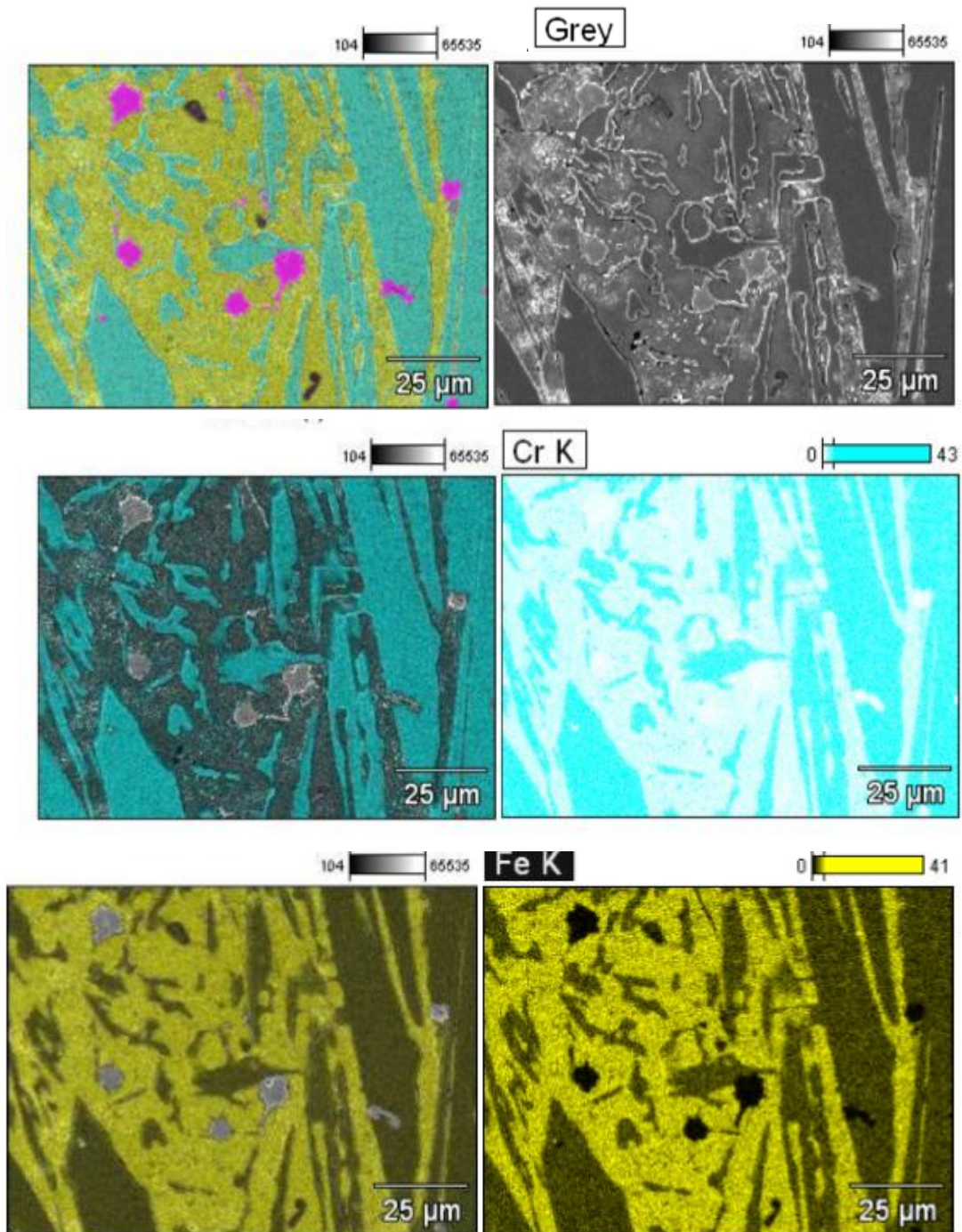
Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais, 2014

Verificou-se que os pontos 1, 2 e 3 representam análise dos carbonetos de nióbio. O ponto 4 representam o carboneto primário de cromo e o ponto 5 a matriz (Figura 82).

#### 5.4.2.2 Resultados do mapeamento químico da Liga 2

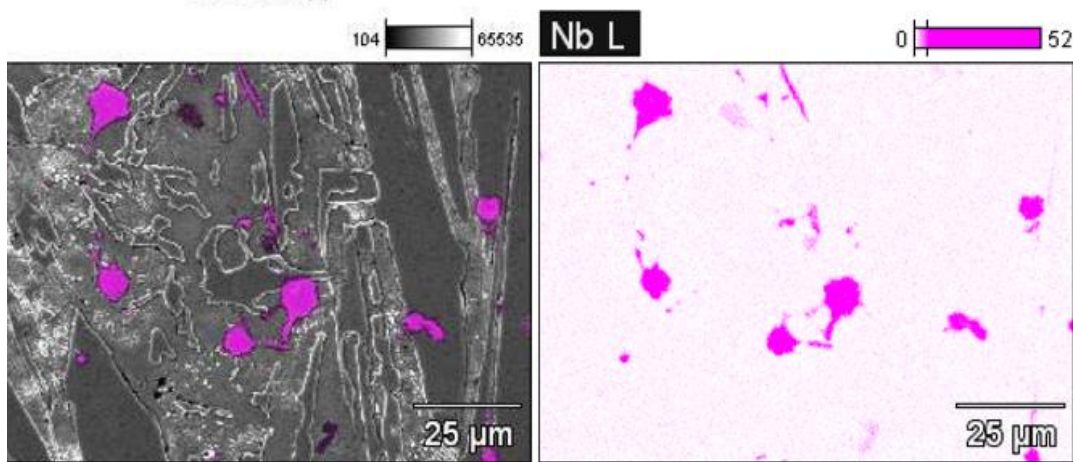
Foi realizado mapeamento químico em uma região da amostra da Liga 2, conforme ilustram as figuras 83 a 85, sendo detectados os elementos de ferro, cromo e nióbio.

**Figura 83** – Mapeamento Químico no ponto 2 da Liga 2 - Ampliação 1000X.



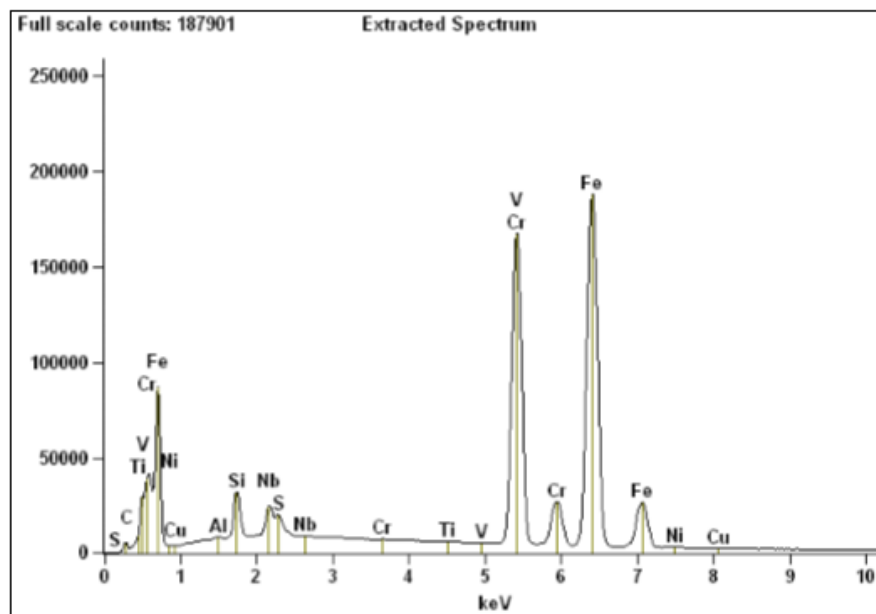
Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

**Figura 84** – Mapeamento Químico do Nb no ponto 2 da Liga 2 - Ampliação 1000X.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

**Figura 85** – Gráfico do Mapeamento Químico no ponto 4 da Liga 2 - Ampliação 1000X.

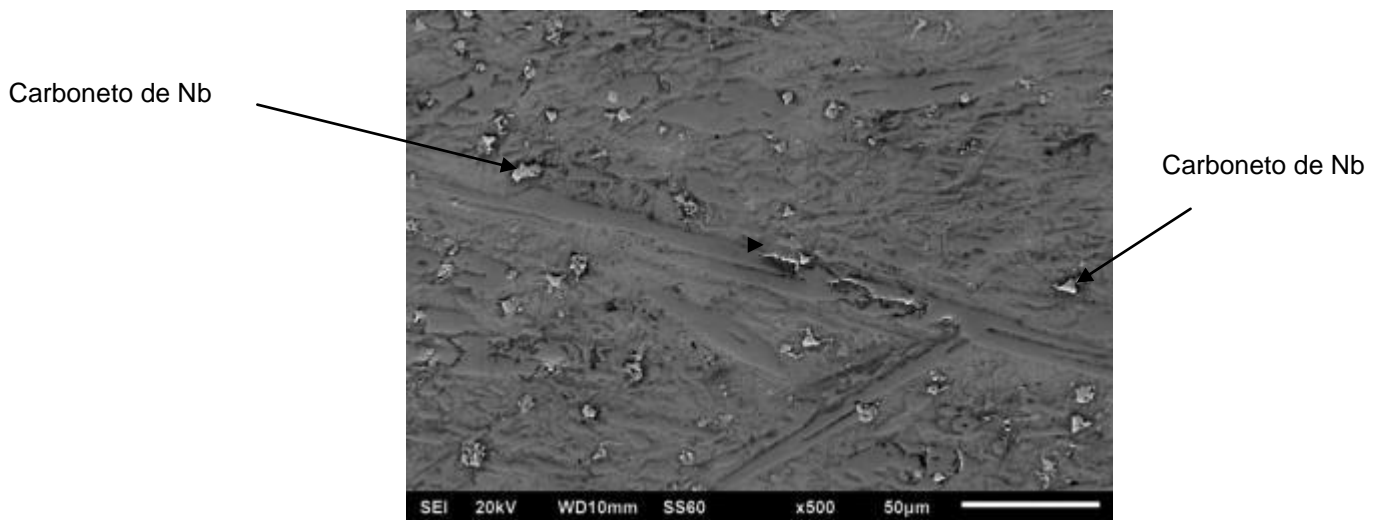


Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

### 5.4.3 Ensaio MEV da Liga 3

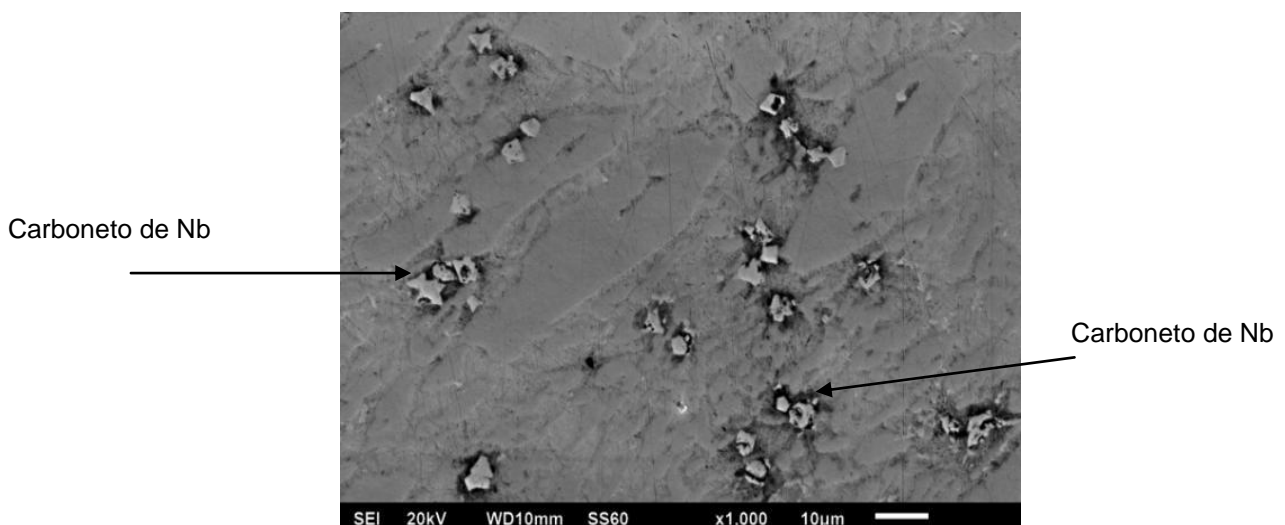
As amostras da Liga 3 tratadas termicamente foram submetidas ao ensaio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). As imagens foram geradas através do detector de elétrons secundário nas **extremidades** e no **núcleo**, com ampliações de 500X e 1000X, conforme detalhado nas figuras 86 a 89.

**Figura 86** – Microscopia eletrônica de varredura da extremidade da Liga 3 tratada termicamente com ampliação de 500X.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

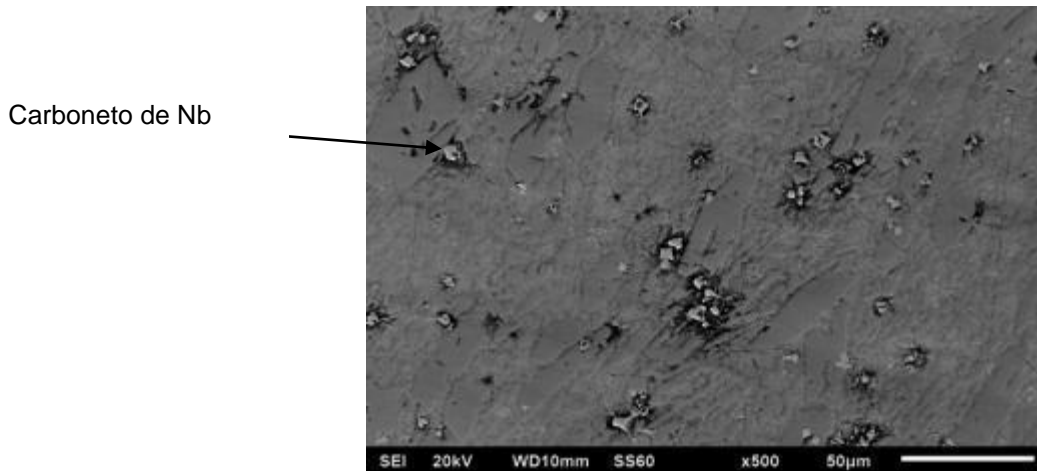
**Figura 87** – Microscopia eletrônica de varredura da extremidade da Liga 3 tratada termicamente com ampliação 1000X.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

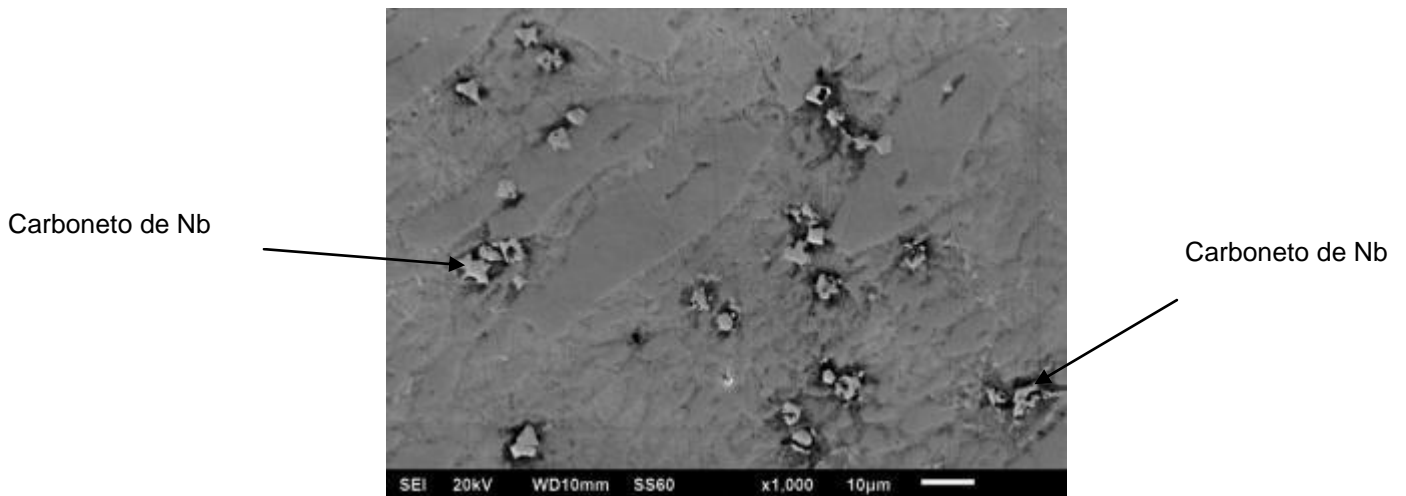


**Figura 88** – Microscopia eletrônica de varredura do núcleo da Liga 3 tratada termicamente com ampliação 500X.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

**Figura 89** – Microscopia eletrônica de varredura do núcleo da Liga 3 tratada termicamente com ampliação 1000X.

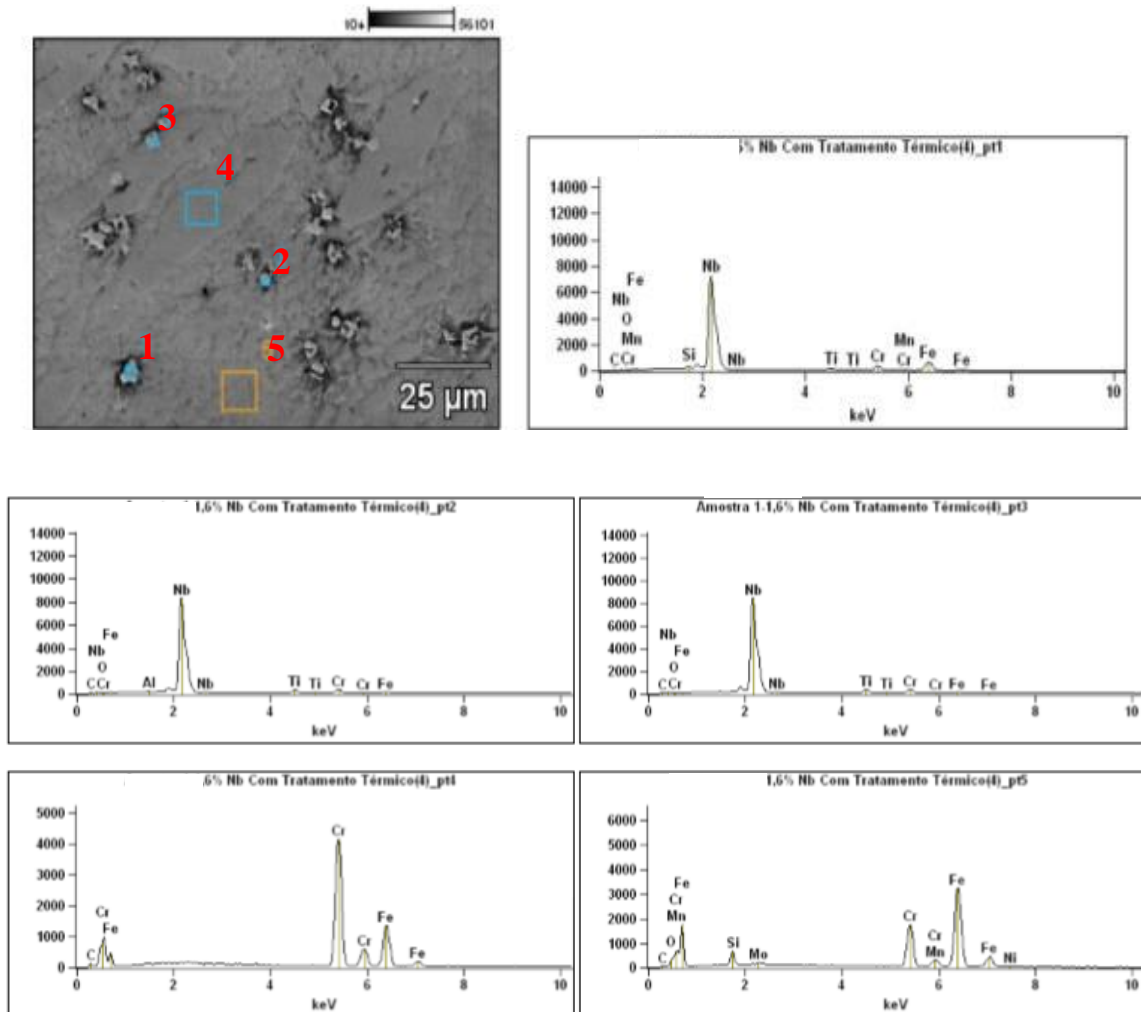


Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

#### 5.4.3.1 Resultados de microanálises da Liga 3

Foram realizadas análises químicas via espectrômetro por dispersão de energia (EDS) no **núcleo** e na **extremidade** da Liga 3 tratada termicamente (Figuras. 90 e 91).

**Figura 90** – Microanálise EDS do núcleo da Liga 3 tratada termicamente com ampliação 1000X.



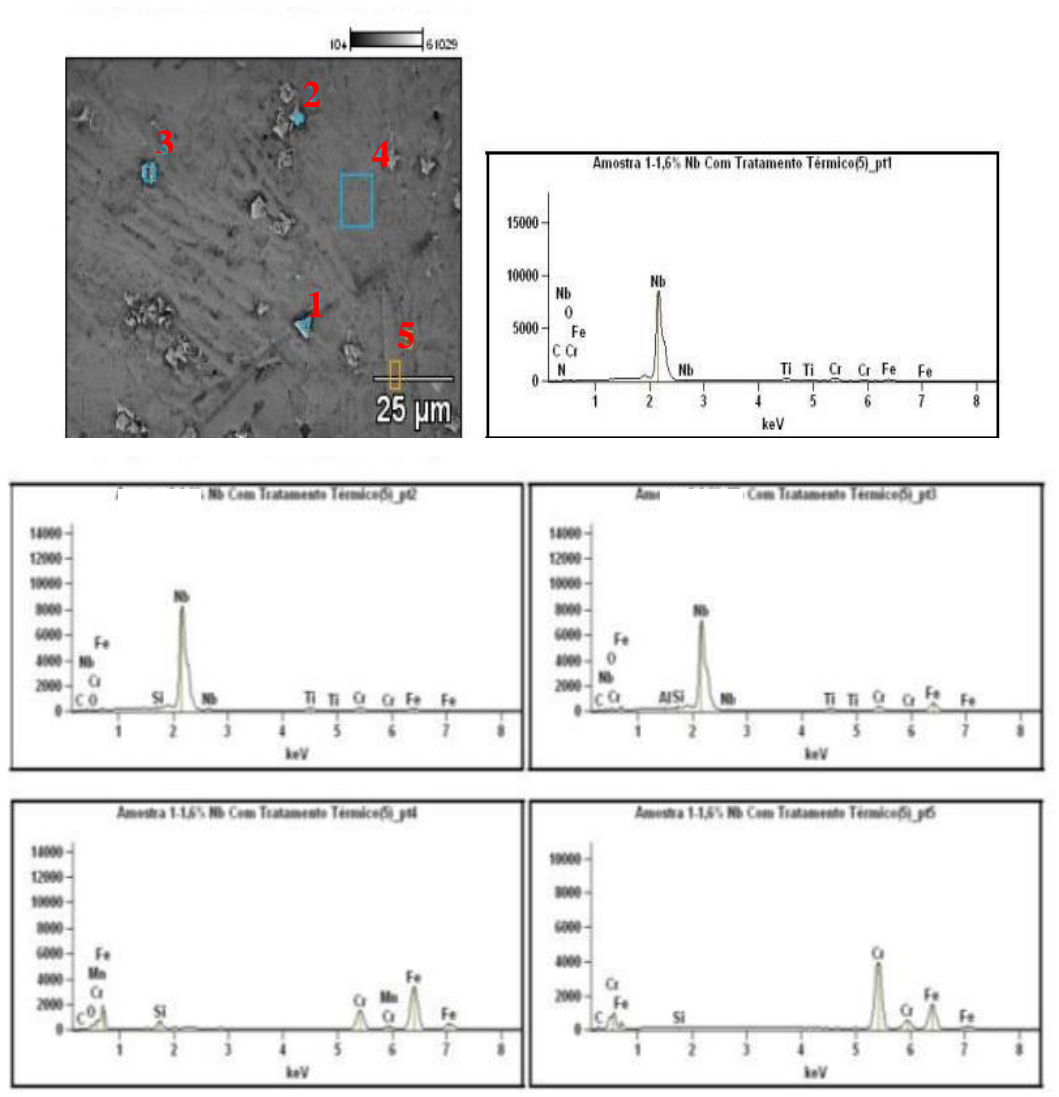
Composição Química (% elementos)

	C	O	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo
<b>1,6% Nb C/ Tratamento T_pt1</b>	1.28	0.05		0.56	2.03	4.38	0.33	13.69		77.69	
<b>1,6% Nb C/ Tratamento T_pt2</b>	1.64	0.50	0.10		3.46	4.73		2.88		86.69	
<b>1,6% Nb C/ Tratamento T_pt3</b>	1.67	0.15			3.78	4.21		1.81		88.38	
<b>1,6% Nb C/ Tratamento T_pt4</b>	1.14					64.95		33.91			
<b>1,6% Nb C/ Tratamento T_pt5</b>	0.10	0.10		3.17		21.85	1.48	71.81	0.75		0.74

Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

Verificou-se que os pontos 1, 2 e 3 representam análise dos carbonetos de nióbio. O ponto 4 representam o carboneto primário de cromo e o ponto 5 a matriz (Figura 90).

**Figura 91** – Microanálise EDS da **extremidade** da Liga 3 tratada termicamente com ampliação 1000X.



Composição Química (% elementos)

	C	N	O	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Nb
<b>1,6% Nb Com Tratamento Térmico(5) pt1</b>	1.42	0.00	3.26			2.81	3.31		2.42	86.78
<b>1,6% Nb Com Tratamento Térmico(5) pt2</b>	1.71		0.64		0.16	2.71	3.32		4.10	87.36
<b>1,6% Nb Com Tratamento Térmico(5) pt3</b>	1.71		3.28	0.17	0.45	1.84	4.74		12.04	75.76
<b>1,6% Nb Com Tratamento Térmico(5) pt4</b>	0.40		0.00		3.54		19.36	1.42	75.29	
<b>1,6% Nb Com Tratamento Térmico(5) pt5</b>	1.26				0.38		61.98		36.38	

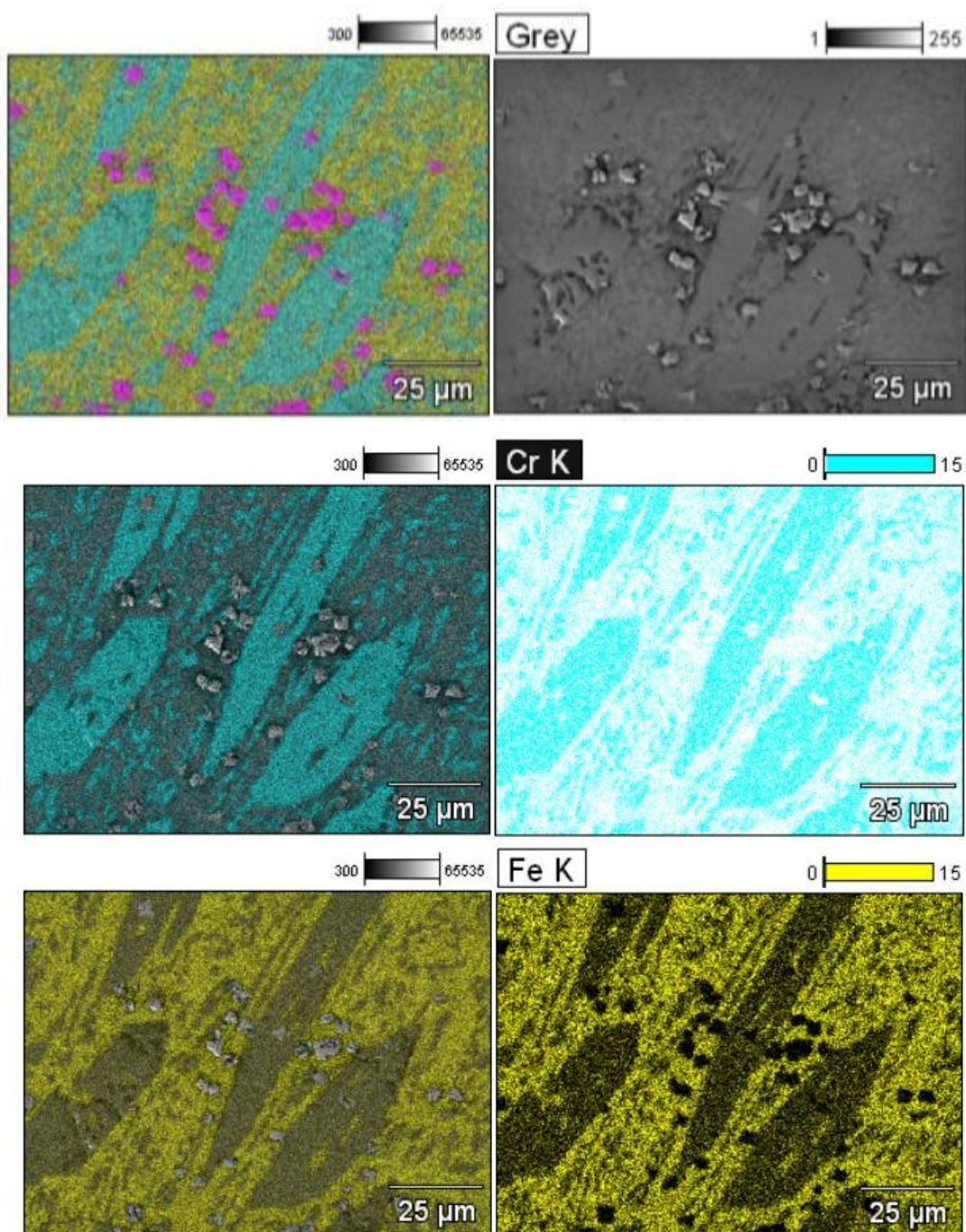
**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

Verificou-se que os pontos 1, 2 e 3 representam análise dos carbonetos de nióbio. O ponto 4 representa a matriz e o ponto 5 o carboneto primário de cromo (Figura 91).

#### 5.4.3.2 Resultados do mapeamento químico da Liga 3

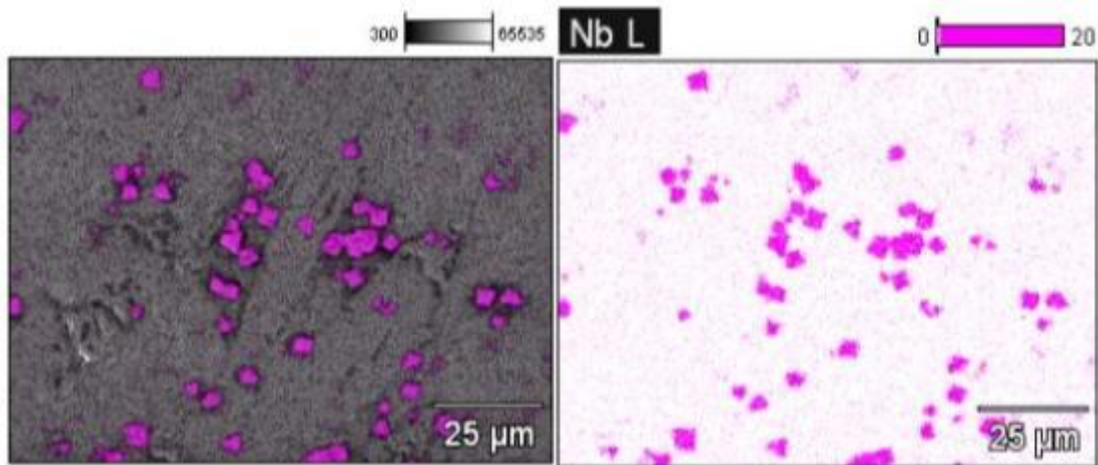
Foi realizado mapeamento químico em uma região da amostra da Liga 3, conforme ilustram as figuras 92 a 94, sendo encontrados os elementos cromo, ferro e nióbio..

**Figura 92 – Mapeamento Químico da Liga 3 - Ampliação 1000X.**



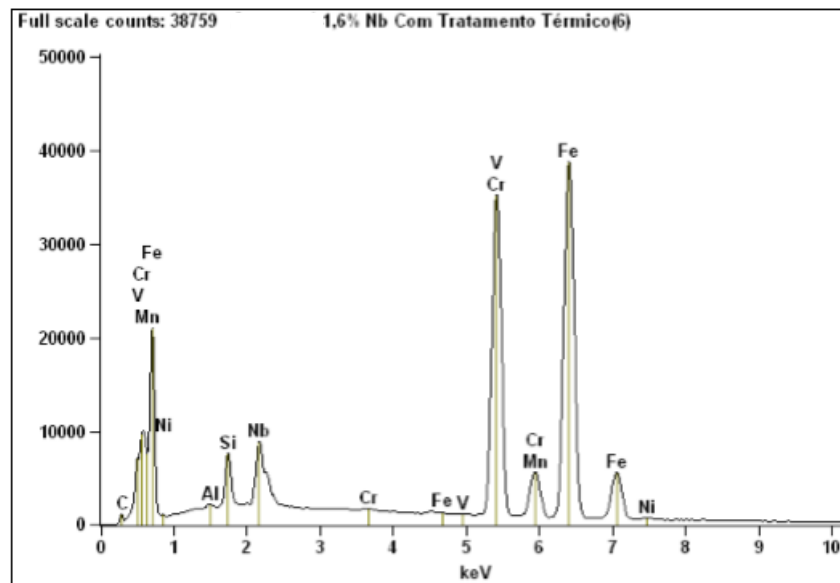
**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

**Figura 93** – Mapeamento Químico do Nb da Liga 3 - Ampliação 1000X



**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

**Figura 94** – Gráfico do Mapeamento Químico da Liga 3 - Ampliação 1000X.



**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

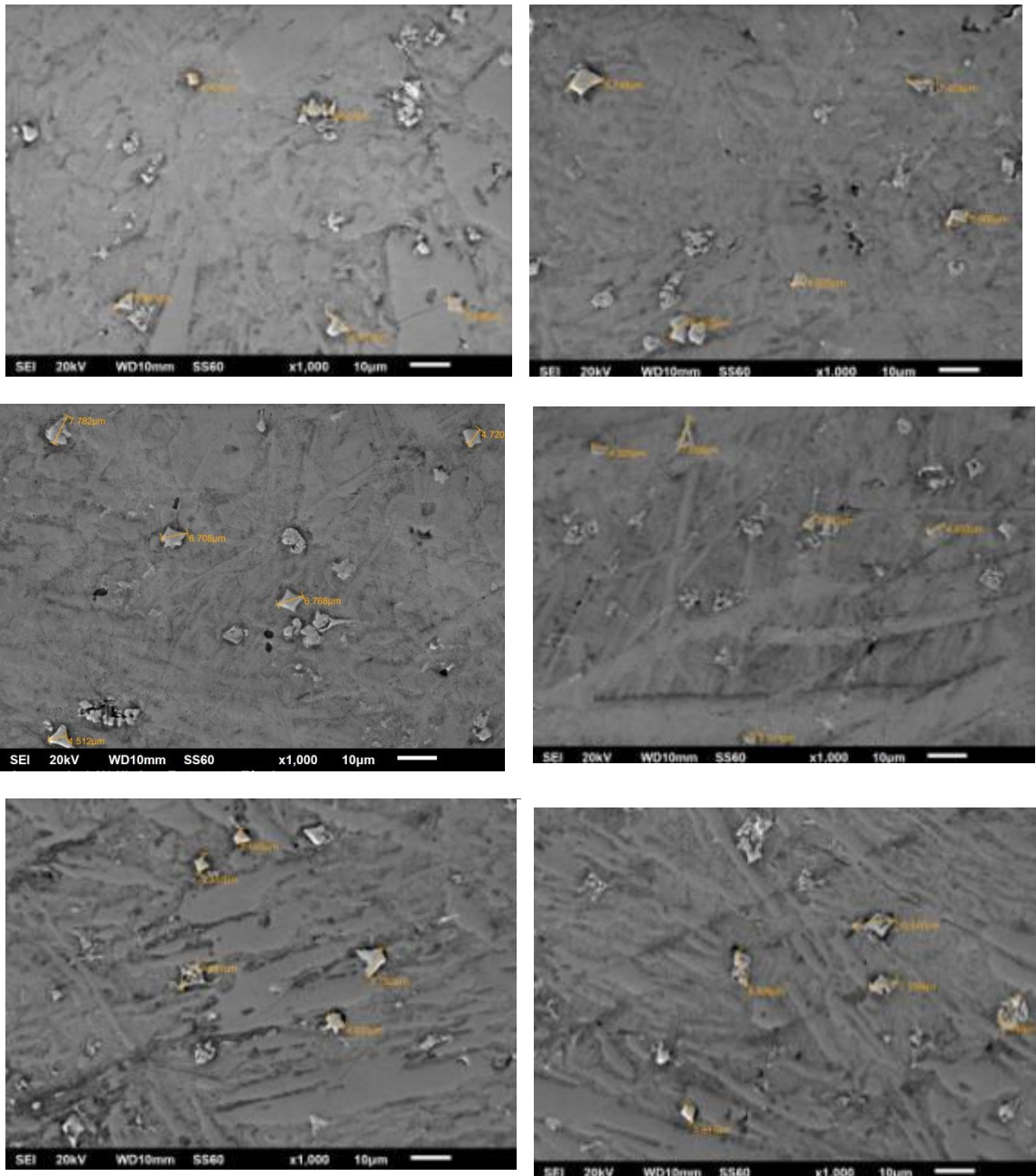
Os estudos de Filipovic et. al. (2012) apontam que, quando se aumenta o teor de nióbio, a morfologia dos carbonetos de Nb mudam de compacto para nodular e hexagonal. Tal evidência foi constatado nas microestruturas das Ligas 2 e 3, que apresentam essa mesma mudança, observando-se maior quantidade de carbonetos

de nióbio nodular e hexagonal na liga 3, conforme demonstrado nas figuras 78, 80, 84, 87, 89 e 93.

### **5.5 O Uso da Estatística Inferencial**

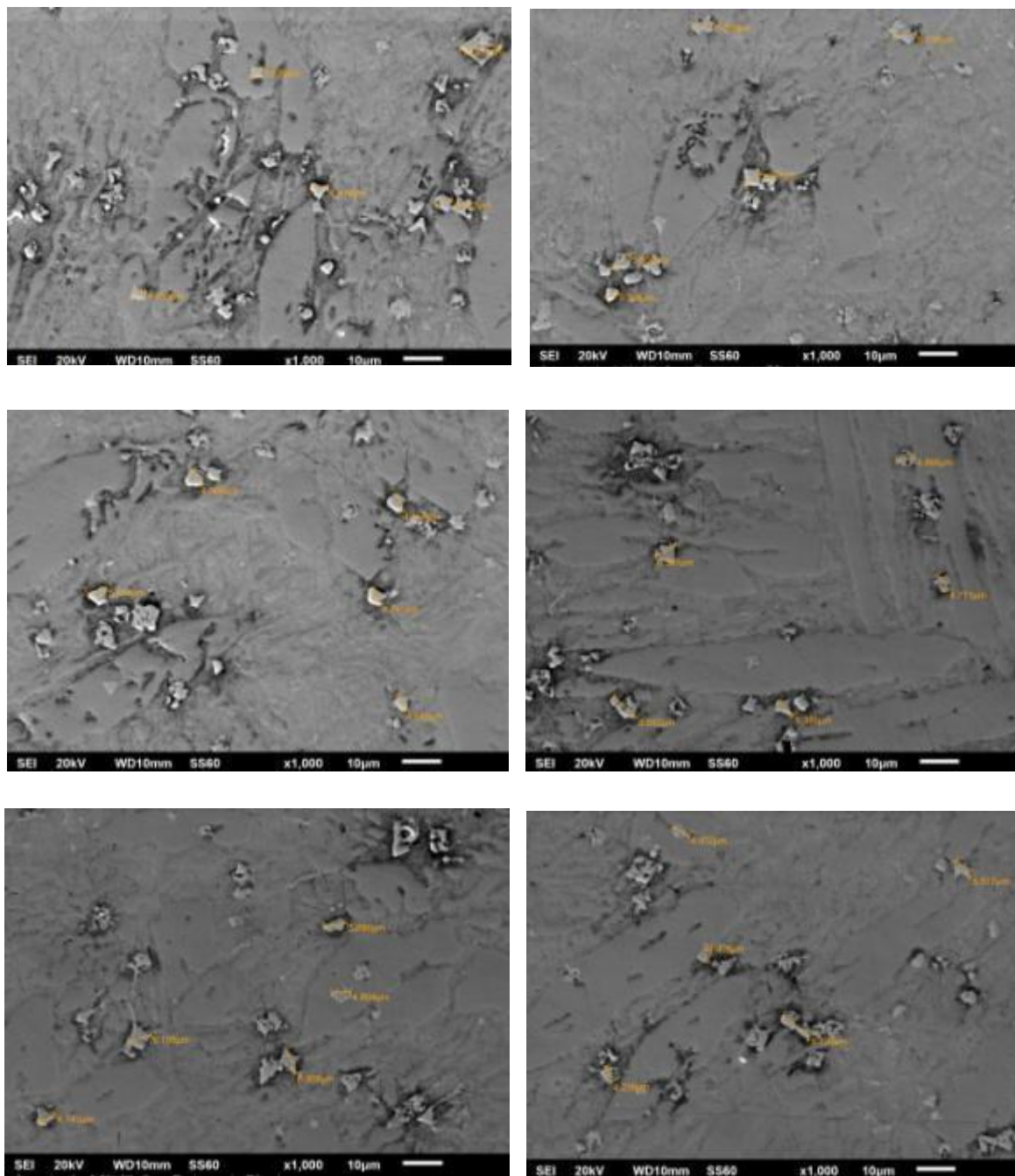
Os dados do trabalho foram analisados no programa Minitab, versão 16. O parâmetro inferido foi a homogeneidade dos NbC, tanto no núcleo como nas extremidades da amostra. Para o estudo foi escolhido de forma aleatória a Liga 3 tratado termicamente. O modelo probabilístico utilizado foi t de Student, uma vez que desconhece a variância populacional. A técnica estatística foi teste de hipótese com um nível de confiança de 90%. Escolheram-se para a realização dos cálculos, trinta valores da dimensão do carboneto de nióbio na extremidade e do núcleo (Figuras 95 e 96).

**Figura 95** – Imagens da medição dos NbC da extremidade com ampliação de 1000X.



Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais (2014).

**Figura 96** – Imagens da medição dos NbC do núcleo com ampliação de 1000X.

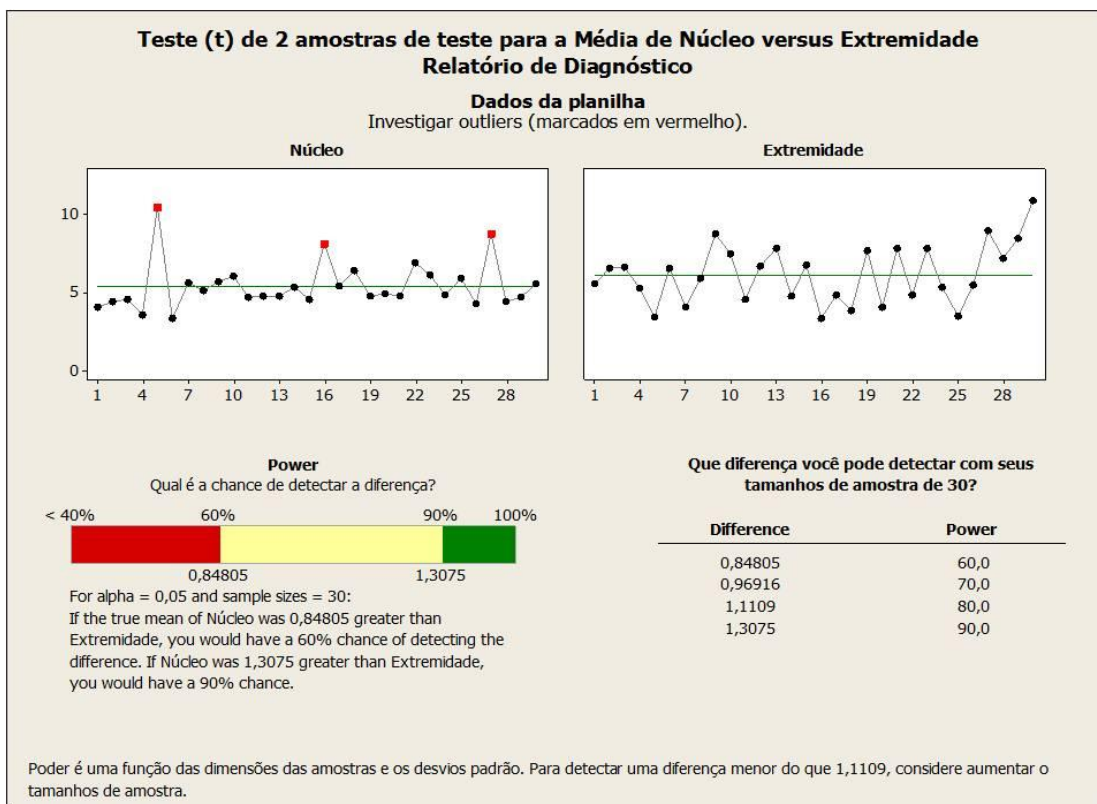


Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

Nas figuras 97 e 98 são ilustrados os cálculos realizados e os seus respectivos resultados.

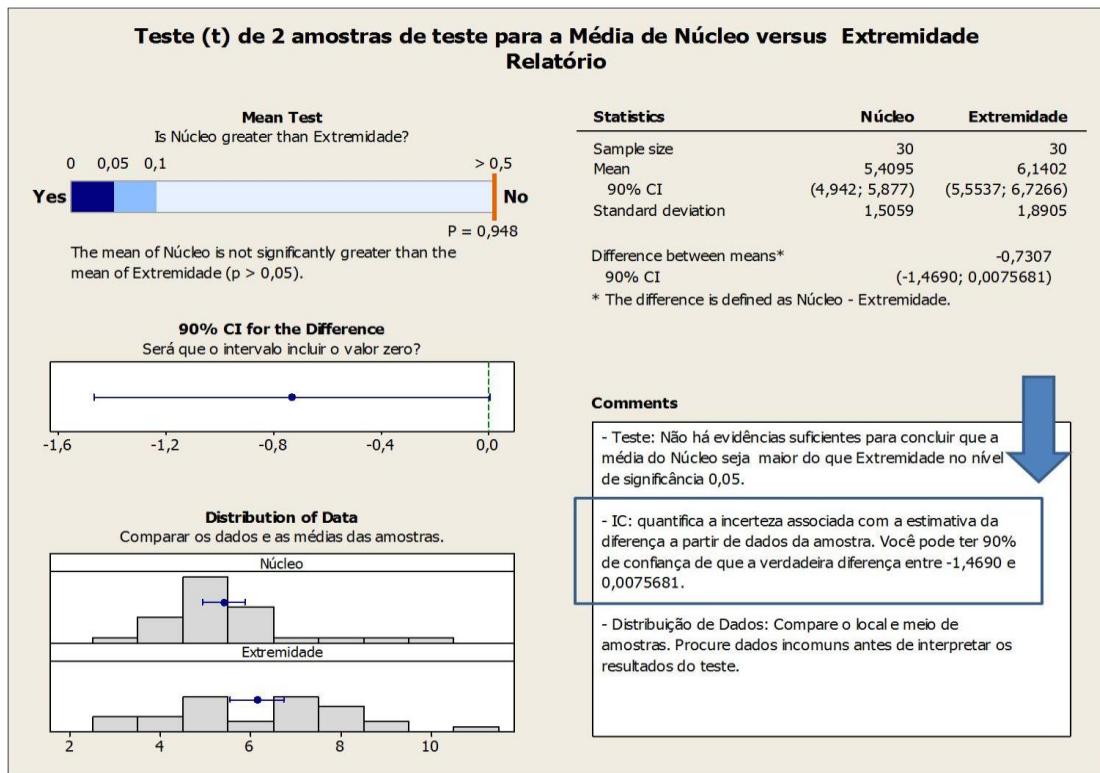


**Figura 97** – Testes de análise da homogeneidade dos NbC da extremidade e núcleo da amostra.



**Fonte:** Produzidas pelo autor (2014).

**Figura 98** – Testes de análise da homogeneidade dos NbC da extremidade e núcleo da amostra.



Fonte: Produzidas pelo autor (2014).

Com um nível de confiança de 90%, há evidências para afirmar que, não há diferenças entre os tamanhos dos carbonetos de nióbio (NbC) entre a extremidade e o núcleo da amostra da Liga 3. Portanto, os NbC estão dispersos na microestrutura do material de forma homogênea.

## 5.6 Ensaio de Dureza

As superfícies das placas de desgaste das Ligas 1, 2 e 3 tratadas termicamente foram lixadas ao longo da espessura para realização do ensaio de dureza (Fig. 99) e o aparelho calibrado com uso de bloco padrão para medição na escala Rockwell C (Fig. 100).

**Figura 99** – Preparação das superfícies das placas para medições de dureza.



**Fonte:** Produzida pelo autor, 2014.

**Figura 100** – Calibração do durômetro com bloco padrão para medição na escala Rockwell C.



**Fonte:** Produzida pelo autor, 2014.

As medições de dureza foram realizadas (Fig. 101) sendo encontrados os valores descritos nas figuras 102 a 104.

**Figura 101** - Medição da dureza ao longo da espessura da placa de desgaste tratada termicamente.



Fonte: Produzida pelo autor, 2014.

**Figura 102** - Valores de Dureza da Placa da Liga 1 tratada termicamente

Pontos	Valores	Pontos	Valores
1	62,80	6	61,10
2	62,40	7	60,90
3	63,00	8	64,00
4	62,30	9	61,90
5	62,60	10	63,50

Valor Mínimo	Valor Médio	Valor Máximo
60,9	$60,9 \pm 0,97$	64,0

Fonte: Produzida pelo autor, 2014.

**Figura 103** - Valores de Dureza da Placa da Liga 2 tratada termicamente.

Pontos	Valores	Pontos	Valores
1	48,90	6	50,10
2	50,40	7	50,50
3	49,60	8	48,50
4	51,50	9	50,30
5	49,70	10	52,40

Valor Mínimo	Valor Médio	Valor Máximo
48,50	50,20 ± 1,15	52,40

**Fonte:** Produzida pelo autor, 2014.

**Figura 104** - Valores de Dureza da Placa da Liga 3 tratada termicamente.

Pontos	Valores	Pontos	Valores
1	48,20	6	51,30
2	50,80	7	51,10
3	50,20	8	49,40
4	49,60	9	48,70
5	47,50	10	50,10

Valor Mínimo	Valor Médio	Valor Máximo
47,50	49,70 ± 1,26	51,30

**Fonte:** Produzida pelo autor (2014).

Observou-se que a dureza média da Liga 1 (sem nióbio) foi de  $60,90 \pm 0,97$  HRC, da Liga 2 (com 0,9% de Nb) foi de  $50,20 \pm 1,15$  HRC e da Liga 3 (com 1,6% Nb) foi de  $49,70 \pm 1,26$  HRC.

Supreendentemente, os resultados de dureza obtidos com a Liga 1 (que não contém Nb em sua composição), obteve uma dureza substancialmente maior do que as

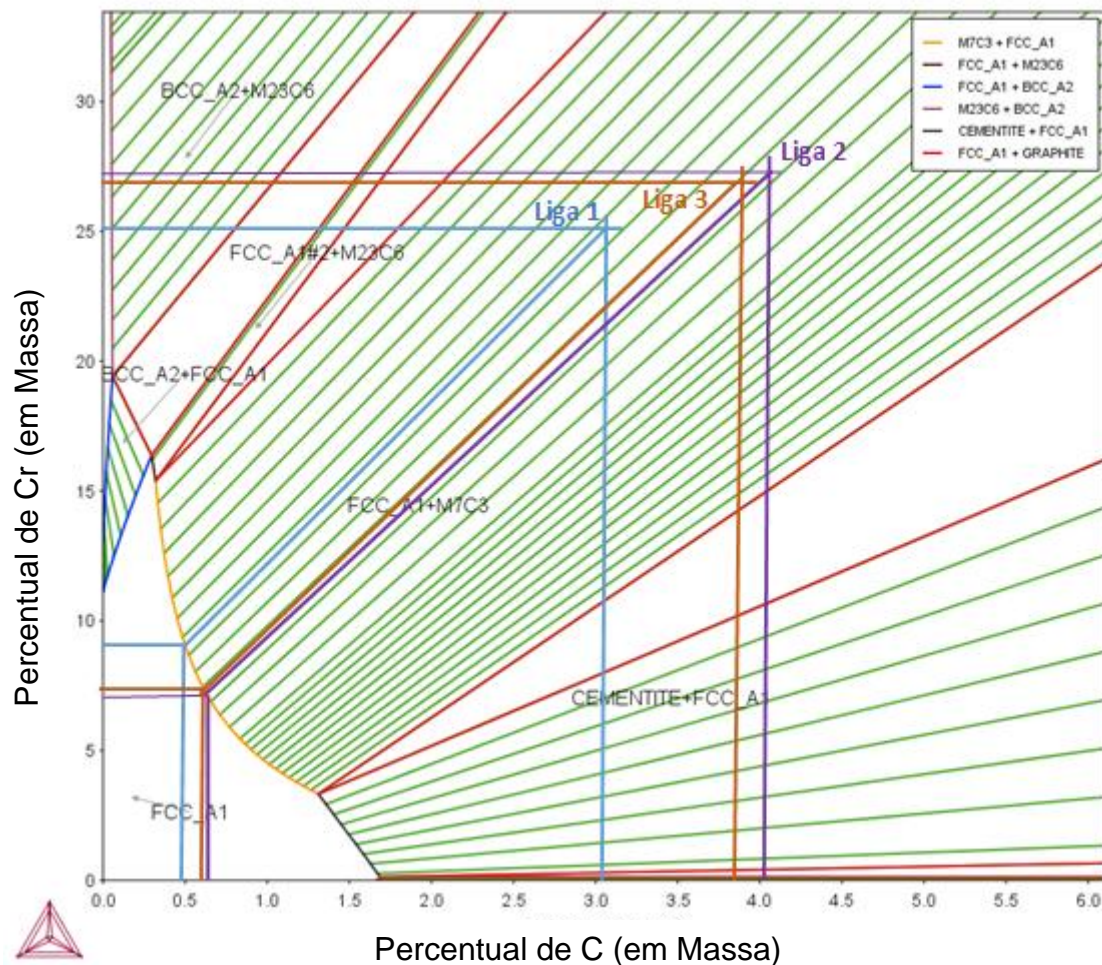
demais ligas com adição de Nb, correspondente a aproximadamente 20% maior. Tal resultado nega a literatura pesquisada, quando os autores afirmam que:

Um maior teor de nióbio nas ligas de Fe-Cr-C-Nb aumenta o teor de austenita com cromo na matriz, elevando assim sua capacidade de endurecimento. Isto é indicado pela diminuição da quantidade de austenita retida nas ligas testadas Fe-Cr-C-Nb com o maior teor de Nb após tratamento térmico. (FILIPOVIC et. al.,2012, pag.46).

Os efeitos do nióbio seriam decorrentes, principalmente, da presença do carboneto NbC, de alta dureza, e da maior disponibilidade de Cromo na matriz, aumentando a temperabilidade da liga. (PEREIRA, L. R., 2012, pag. 25).

Por meio do software Thermo-calc foi possível obter a composição química em percentuais de carbono e cromo presentes na matriz (figura 105).

**Figura 105** - Isoterma 1050° C Sistema Fe-Cr-C Thermo-calc banco de dados TCFE7.



Fonte: Elaborado pelo autor (2015).

Considerando o mesmo raciocínio descrito para a figura 24, a interseção das linhas referentes aos percentuais de carbono e cromo das Ligas 1, 2 e 3 da figura 105 com a linha de saturação de carbono da austenita, determina a composição química da matriz austenítica a 1050°C:

Liga 1: Teor de 9,0% Cr e 0,5% C na matriz austenítica,

Liga 2: Teor de 7,2% Cr e 0,7% C na matriz austenítica.

Liga 3: Teor de 7,4% Cr e 0,6% C na matriz austenítica.

Devido ao problema operacional de não ter ocorrido a dissolução projetada do FeNb, o percentual de C da liga ficou mais elevado do que o esperado, e, esse elemento, combinou com o cromo disponível, precipitando carbonetos primários ricos em cromo  $M_7C_3$ , conseqüentemente, empobrecendo a matriz de Cr, implicando, em menor dureza e temperabilidade da liga.

O teor de C ficou mais elevado nas Ligas 2 e 3, contrariando a afirmação de Xhi, et. al (2007, pag. 859), na qual “a adição de nióbio reduz o teor de carbono do líquido devido à formação do primeiro precipitado NbC”. Tal fato também é justificado pela não dissolução projetada do nióbio às ligas de ferro fundido branco, ficando carbono em excesso na liga. Para resolver tal problema é necessário o desenvolvimento de metodologia adequada de dissolução do FeNb no ferro fundido branco alto cromo.

## 5.7 Ensaio de Microdureza

Não foi possível a medição das durezas pontualmente nos carbonetos, devido aos mesmos estarem refinados na matriz. Assim foram realizados ensaios de microdureza nas amostras das Ligas 1, 2 e 3 sem e com tratamento térmico com dez medições de pontos dispersos na matriz, sendo encontrados os valores apresentados. (Figuras 106 a 114).

- **Liga 1 sem tratamento térmico:** Foram realizadas dez medições de Dureza Vickers HV 5/20, chegando-se aos seguintes resultados (Fig. 106):

**Figura 106 – Resultado Microdureza Liga 1 sem tratamento térmico**

Pontos	Valores	Pontos	Valores
1	584,00	6	622,00
2	603,00	7	612,00
3	593,00	8	612,00
4	593,00	9	603,00
5	603,00	10	603,00

Valor Mínimo	Valor Médio	Valor Máximo
584,00	603,00 ± 10,97	622,00

Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

- **Liga 1 com tratamento térmico:** Foram realizadas dez medições de Dureza Vickers HV 5/20, chegando-se aos seguintes resultados (Fig. 107):

**Figura 107 – Resultado Microdureza Liga 1 com tratamento térmico**

Pontos	Valores	Pontos	Valores
1	713,00	6	857,00
2	719,00	7	707,00
3	713,00	8	694,00
4	701,00	9	719,00
5	713,00	10	726,00

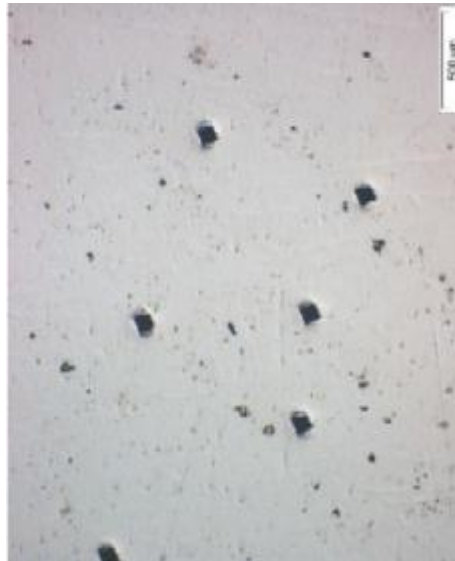
Valor Mínimo	Valor Médio	Valor Máximo
694,00	726,00 ± 46,88	857,00

Fonte: SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais, 2014.

Na figura 108 são evidenciados os pontos de medição de microdureza realizada na amostra.



**Figura 108** – Pontos de medição de Microdureza Liga 1 **com** tratamento térmico e ampliação 400X



**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais, (2014).

- **Liga 2 sem tratamento térmico:** Foram realizadas dez medições de Dureza Vickers HV 0,2/20, chegando-se aos seguintes resultados (Fig. 109):

**Figura 109** – Resultado Microdureza Liga 2 **sem** tratamento térmico

Pontos	Valores	Pontos	Valores
1	531,73	6	583,57
2	632,80	7	548,21
3	612,39	8	592,95
4	574,42	9	574,42
5	592,95	10	556,74

Valor Mínimo	Valor Médio	Valor Máximo
531,73	580,02 ± 30,05	632,80

**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

- **Liga 2 com tratamento térmico:** Foram realizadas dez medições de Dureza Vickers HV 5/20, chegando-se aos seguintes resultados (Fig. 110):

**Figura 110 – Resultado Microdureza Liga 2 com tratamento térmico**

Pontos	Valores	Pontos	Valores
1	486,49	6	523,76
2	531,73	7	508,36
3	548,21	8	515,97
4	574,42	9	493,62
5	493,62	10	515,97

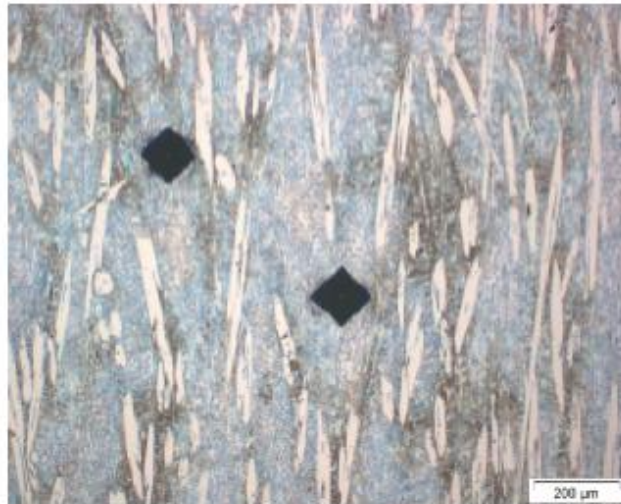
  

Valor Mínimo	Valor Médio	Valor Máximo
486,49	519,22 ± 27,05	574,42

**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

A figura 111 evidencia os pontos de medição de microdureza realizada na amostra da Liga 2 com tratamento térmico.

**Figura 111 – Pontos de medição de Microdureza Liga 2 com tratamento térmico com ampliação 400X**



**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

- **Liga 3 sem tratamento térmico:** Foram realizadas dez medições de Dureza Vickers HV 0,2/20, chegando-se aos seguintes resultados (Fig. 112):

**Figura 112 – Resultado Microdureza Liga 3 sem tratamento térmico**

Pontos	Valores	Pontos	Valores
1	643,45	6	517,96
2	485,84	7	716,11
3	765,76	8	820,77
4	569,98	9	593,01
5	643,45	10	630,25

Valor Mínimo	Valor Médio	Valor Máximo
485,84	638,66 ± 105,49	820,77

**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais ( 2014).

- **Liga 3 com tratamento térmico:** Foram realizadas dez medições de Dureza Vickers HV 5/20, chegando-se aos seguintes resultados (Fig. 113):

**Figura 113 – Resultado Microdureza Liga 3 com tratamento térmico**

Pontos	Valores	Pontos	Valores
1	739,00	6	677,00
2	689,00	7	726,00
3	780,00	8	707,00
4	677,00	9	739,00
5	752,00	10	726,00

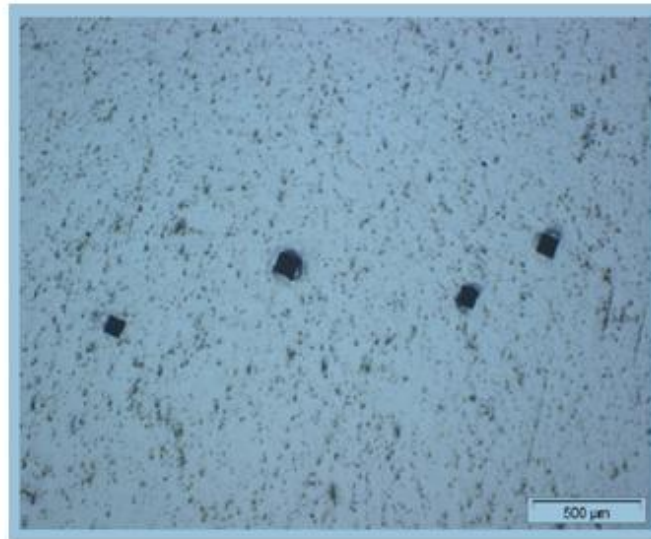
  

Valor Mínimo	Valor Médio	Valor Máximo
677,00	721,00 ± 33,72	780,00

**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

Na figura 114 são evidenciados os pontos de medição de microdureza realizada na amostra da Liga 3 com tratamento térmico.

**Figura 114** – Pontos de medição de Microdureza Liga 3 **com** tratamento térmico com ampliação 400X



**Fonte:** SENAI – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (2014).

A Liga 1, após tratada termicamente, apresentou uma microdureza superior em relação as Ligas 2 e 3.

Quando comparada a Liga 1 à Liga 3, apesar da Liga 1 ter apresentado uma dureza superior em 20%, em relação à microdureza, essa diferença foi reduzida para apenas 0,7%. Isso se deve à adição de Nb que ocasiona o aparecimento de carbonetos de NbC dispersos na matriz da Liga 3.

Quando comparadas as Ligas 2 e 3, ambas com adição de Nb (0,9% e 1,6% respectivamente), evidencia-se uma queda de apenas de 1,0% na dureza, porém, em relação à microdureza, a diferença foi de 38,8% a mais. Isto se deve ao fato do maior teor de Nb na Liga 3 e conseqüentemente maior número de carbonetos de NbC dispersos na matriz.

## **5.8 Ensaio de abrasão**

Neste trabalho, pretendeu-se verificar o desgaste abrasivo das ligas 1; 2 e 3, em estudo, através da perda de massa em ensaios de laboratório. O ensaio foi o de abrasão tipo Roda de Borracha, conforme norma ASTM G-65 procedimento A,

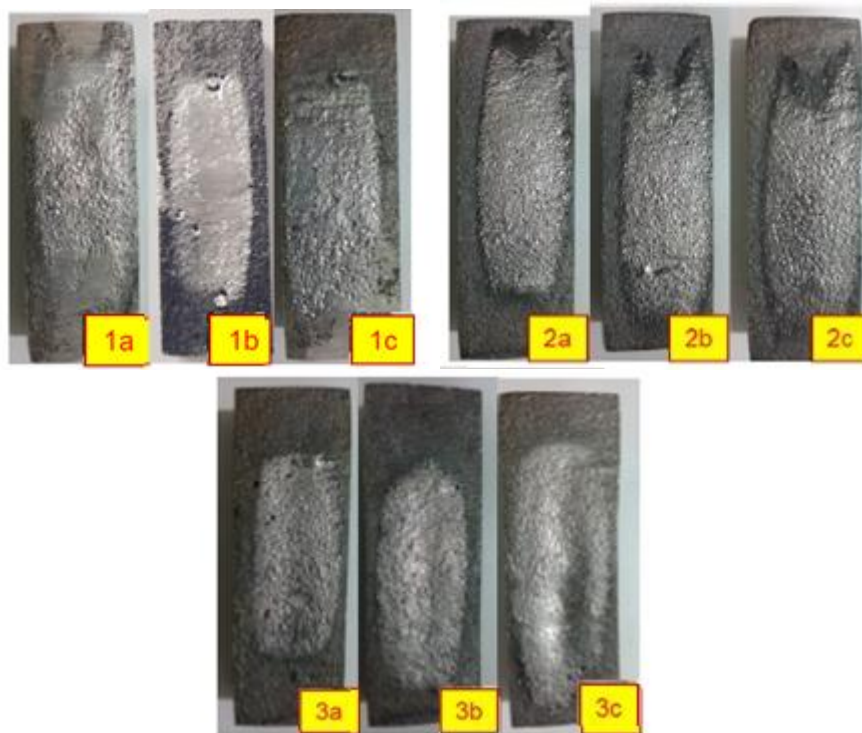
realizado no Laboratório do Instituto de Engenharia e Tecnologia – IDT do Parque Científico e Tecnológico da Universidade do Extremo Sul Catarinense – UNESC. Os valores de perda de massa das amostras estão na tabela 3 e na figura 116 são ilustrados os desgastes apresentados após o ensaio de abrasão.

**Tabela 3 – Resultados obtidos nos ensaios de abrasão**

Liga	Amostra	Massa inicial (g)	Massa final (g)	Massa perdida (g)	Perda de Volume (mm <sup>3</sup> )	Média (mm <sup>3</sup> )
1	1a	182,2659	182,2335	0,0324	4,320	
1	1b	183,9535	183,9215	0,0320	4,266	4,919
1	1c	187,1851	187,1388	0,0463	6,173	
2	2a	193,9928	193,9169	0,0759	10,120	
2	2b	192,1798	192,0876	0,0922	12,293	11,079
2	2c	188,1539	188,0727	0,0812	10,826	
3	3a	188,3042	188,2441	0,0601	8,013	
3	3b	186,6018	186,5402	0,0616	8,213	7,488
3	3c	188,0097	187,9629	0,0468	6,240	

Fonte: Produzida pelo autor (2015).

**Figura 115 - Superfície dos corpos de prova após o ensaio de abrasão**



Fonte: UNESC (2015).

A perda de volume média ( $\text{mm}^3$ ) foi calculada dividindo a perda de massa pela densidade da liga em ferro fundido branco alto cromo de  $7,5 \text{ g/cm}^3$ . O aumento da resistência ao desgaste da amostra da Liga 1 em 125,22% em relação a Liga 2 e de 52,22% em relação a Liga 3, deve-se ao fato de uma maior dureza superficial. A resistência ao desgaste da Liga 3 foi 47,95% maior que a Liga 2 e deve-se ao fato de uma melhora da microestrutura devido ter apresentado um teor de C mais baixo que a Liga 2, contribuindo para a formação de menos carbonetos e mais Cr disponível na matriz com consequente melhora na temperabilidade e dureza da matriz.

## 6 CONCLUSÕES

O presente trabalho teve como objetivo desenvolver e caracterizar ligas de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio para confecção de placas de desgaste utilizadas em mineração.

Para tal, foram produzidas em fundição uma liga em ferro fundido branco alto cromo, aqui denominada Liga 1, e outras duas em ferro fundido alto cromo com adição de nióbio, nos teores de 0,9% de Nb (Liga 2) e 1,6% de Nb (Liga 3). As amostras das três ligas foram submetidas ensaios de laboratório e abrasão tipo Roda de Borracha, para identificação e descrição de sua composição química, análise da microestrutura; dureza, microdureza e resistência à abrasão.

Devido aos problemas encontrados na dissolução do FeNb, conforme descrito no item “materiais e métodos”, no presente estudo, não foi possível determinar a importância do Nióbio para o aumento da resistência ao desgaste nas ligas desenvolvidas, pois, suas composições químicas ficaram muito diferentes da liga de ferro fundido branco com alto teor de cromo (Liga 1) para suportar tal comparação.

Portanto, ficou inviável estabelecer comparações entre a Liga 1 (sem adição de Nb) e as demais Ligas 2 e 3 (com adição de Nb), devido à grandes diferenças evidenciadas na composição química dos teores de C, Si e Cr das mesmas. Tais diferenças se devem à baixa dissolução do Nb nas Ligas 2 e 3 conforme descrito anteriormente.

A Liga 1 por apresentar um teor de carbono mais baixo formou menos carbonetos e, portanto, deixou mais cromo disponível na matriz, com melhor temperabilidade e dureza da mesma.

Em relação ao ensaio de abrasão, a Liga 1, por apresentar maior dureza que as demais obteve uma maior resistência ao desgaste.

O ensaio de abrasão evidenciou que a Liga 1 apresentou uma resistência superior em 52,22% em relação à Liga 3. O aumento da resistência ao desgaste da Liga 3 (1,6% de Nb) em 47,95% em relação à Liga 2 (0,9% Nb) nos testes de abrasão tipo Roda de Borracha, - infere-se que em parte deve-se ao aumento do teor de Nb e

conseqüentemente ao aumento do número de precipitados de carboneto de nióbio. Verificou-se também que a Liga 3 apresentou menor teor de carbono na matriz austenítica e conseqüentemente, maior teor de cromo, favorecendo a resistência ao desgaste da matriz.

Reitera-se que o ensaio realizado em laboratório leva em consideração apenas uma tensão superficial de desgaste, enquanto que em condições reais de trabalho em revestimento de equipamentos de mineração, além da dureza superficial a microestrutura desempenha papel preponderante.

Quando enfrentam as condições reais de trabalho, outras condições adversas, 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.

Infere-se, portanto, que os resultados obtidos nos testes de laboratório são utilizados apenas para determinar qual a sua relação com os aspectos microestruturais e de dureza, não sendo adequados para prever os comportamentos dos materiais quando em serviço. Para tal análise são necessários outros testes específicos dos materiais aplicados em condições reais de trabalho, o que será objeto de estudos futuros deste pesquisador.



## 7 TRABALHOS FUTUROS

A fim de se evidenciar uma real contribuição da adição do Nb no aumento da resistência à abrasão das ligas de ferro branco fundido alto cromo para revestimento de equipamentos de mineração, objetiva-se em trabalhos futuros:

1. Produzir ligas em ferro fundido branco alto cromo com e sem Nb, mantendo os teores de composição química mais próximos, variando apenas o teor de nióbio, para se obter uma eficaz contribuição da adição do nióbio na resistência ao desgaste da liga;
2. Identificar qual o teor de nióbio adequado para uma melhor resistência ao desgaste das ligas de ferro fundido branco alto cromo e sua ótima relação custo-benefício;
3. Submeter as amostras a testes em laboratório e também em situações reais de trabalho em revestimentos de equipamentos de mineração, tais como, placas de desgaste de chutes de transferência de minérios, para além de resultados de testes laboratoriais, se obter uma real medição da resistência ao desgaste das ligas com adição de nióbio.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

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

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

\_\_\_\_\_. **ABNT NBR 15454:2007**: metalografia das ligas de ferro-carbono-terminologia. 2007.

\_\_\_\_\_. **ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008**: materiais metálicos – ensaio de dureza Vickers - parte 1: método de ensaio, 2008.

ALMEIDA, Yordan Madureira de. **Estudo do desgaste por deslizamento dos ferros fundidos brancos alto cromo e molibdênio**. 2008. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Mecânica, Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G65**: test method for measuring abrasion using dry/sand rubber wheel apparatus. West Conshohocken, 2001.

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

BOCCALINI, M.; GOLDENSTEIN H. **International materials reviews**, v. 46, 2001.

CALLISTER JUNIOR. W. D. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. Rio de Janeiro: LTC, 2002.

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

CESCON, T. PAPELÉO, R. Estudo da estrutura bruta de fusão de materiais para aços; ferramenta contendo Nióbio. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 36., Recife, 1981. . **Anais...** Recife, 1981, v.1.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: ABM, 2008.

COSTA, Paulo Henrique Carpinetti; PIESKE, Adolar; BAUMER, Ivo; MOEHLMANN, Geraldo. Efeito do nióbio sobre a microestrutura e resistência ao desgaste de ferros

fundidos brancos. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE FUNDIÇÃO, 4., São Paulo, 1987. **Anais...** São Paulo, 1987.

CRUZ, E. B.; FERREIRA NETO, J. B.; SILVA, R. C. S. C. Dissolução de ferro-nióbio em ferro fundido cinzento. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, São Paulo, 1999. **Anais...** (em CD-ROM) São Paulo: ABM, 1999, v.54, p.371-382.

CRUZ, E. B.; FRIDMAN, D. P.; GUIMARÃES, R. C.; NOGUEIRA, M. A. S.; CAVALLANTE, F. L. Dissolução de ferro nióbio em aços líquidos e principais recomendações práticas para sua adição. In: SEMINÁRIO DE ACIARIA INTERNACIONAL, 42., 23 a 26 maio 2010. Resende. **Anais...** Resende, Rio de Janeiro.

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

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

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

EYRE, T. S. Wear characteristic of metals. In:\_\_\_\_\_. **Source book on wear control technology**. ASM. Ohio: Metals Park, 1978.

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

FARIA, Carolina. **Fundição**. Disponível em <<http://www.infoescola.com/quimica/fundicao/>> Acesso em maio 2014.

FILIPOVIC , Mirjana; KAMBEROVIC, Zeljko; KORAC, Marija; GAVRILOVSKI , Milorad. Microstructure and mechanical properties of Fe–Cr–C–Nb white cast irons. **Materials and Design**, v.4., p. 41–48, 2013. Disponível em<[http:// homepage:www.elsevier.com/locate/matdes](http://homepage:www.elsevier.com/locate/matdes)> Acesso em maio 2014.

GUESSER, W. L. **Efeito do nióbio na resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos ligados ao cromo**. Documento Técnico Interno DT, Joinville: Fundição Tupy, n. 397/83, dez. 1983.

\_\_\_\_\_. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. São Paulo: Edgar Blucher, 2009.

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

PHASE diagrams. Disponível em <[http://www.calphad.com/martensitic\\_stainless\\_steel\\_for\\_knives\\_part\\_1.html](http://www.calphad.com/martensitic_stainless_steel_for_knives_part_1.html)> Acesso em 06 mar. 2015.

HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K.; LI, Z.Z. Effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels, **Wear**, v.123, p. 241-251, 1987.

HULKA, K. GUIMARÃES, J. R. C. **The role and emerging use of niobium in tools steels**. São Paulo: CBMM, 1993. p. 1-16. (Publicação Interna)

HUTCHINGS, I. M. Tribology: friction and wear of engineering materials. **Wear**, v. 140, 1992.

INSTITUTO BRASILEIRO DE MINERAÇÃO – IBRAM. **Informações e análises da economia mineral brasileira**. 7. ed., dez. 2012. Disponível em: <<http://www.ibram.or.br>> Acesso em 1 maio 2014.

IKEDA, M. T. et al. Effect of molybdenum addition on solidification structure, mechanical properties and wear Resistivity of High Chromium Cast Irons. **ISIJ International**, v. 32, 1992.

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

JOST, H. P. Tribology: origin and future. **Wear**, v. 136, p. 1-17, 1990.

KATO, K. Wear mode transitions. **Scripta Metallurgical**, v. 24, 2001.

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

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

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

MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. **Facteurs affectant la struture des fonts blanches au chrome et au molybdène**. Paris: Climax Molyddenum, 1970.

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

NYLÉN, T. A. Adição de nióbio em ferros fundidos. **Fundição e Serviços**. São Paulo: Aranda Editora Técnica Cultural, v. 17, n.177, p. 72-87, set. 2007.

OLIVEIRA, Cláudio Gonçalves de. **Desenvolvimento de placas de desgaste de ferro fundido para revestimento de chutes de transferência de minério**. 2009. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais – PUC Minas, Belo Horizonte.

OLIVEIRA, Cláudio Gonçalves de; MASCARENHAS, Gilmar. Mining equipment productivity increase and worker's safety improvement by wear materials development: case history carried out at Vale, Brazil. In: WORLD CONGRESS ON MAINTENANCE, 4., Nov. 2008, China. **Proceedings...** China. p.23-26,

PARENT-SIMONIN, S.; MARGERIE, J. C. Tenue de diverses nuances de fontes and frottement abrasif et à l'usure par impact de grenaille. In: COOLOQUE INTERNATIONAL SUR LES ALLIAGES FERREUX A HAUTE TENEURS EN CHROME ET EN CARBONE, Saint-Étienne, Nov. 1973. **Proceedings...** Saint-Étienne, 1973. p. 315-40.

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

PENTEADO DE CASTRO, C. et. al. Observações relativas a alguns efeitos do nióbio em ferros fundidos cinzentos. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 30., Rio de Janeiro, 1975. **Anais...** Rio de Janeiro, 1975.

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

PETERSON, M. B., Classification of wear processes. In: PETERSON, M. B. WINER, W. O. **Wear Control Handbook**. ASME: New York 1980.

RABINOWICZ, E. **Friction and wear of materials**. New York: John Wiley & sons, 1995.

RIGNEY, D. View point set on materials aspects of wear: introduction. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v.24, 1990.

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

SENAI. Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi. Departamento Regional de Minas Gerais. **Iniciação à fundição**. Publicação Técnica. Itaúna, 2007. (Apostila).

SILVA, Rafael Corrêa Sobral Caetano da. **Dissolução de ferro-nióbio em ferro fundido**. 2000. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.

SISMANIS, P.G.; ARGYROPOULOS, S.A. The dissolution of niobium, boron and zirconium ferroalloys in liquid steel and liquid iron. **Iron Steelmaker**, v. 16, n.7, p. 39-47, 1989.

SHADROV, N. S.; KORSHUNOV, L.G.; CHEREMNIKH, V. P. Influence of molybdenum, vanadium, and niobium on the abrasion resistance of high-chromium cast iron. **Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov**, v. 4. Apr.1983.

SINATORA, Amilton. **Tribologia**: um resgate histórico e o estado da arte. São Paulo: Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 2 jun. 2005. Disponível em: <<http://pt.scribd.com/doc/66537526/tribologiaITA>>. Acesso em 19 ago. 2013.

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

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

SOUZA, Sérgio Augusto de. **Composição química dos aços**. São Paulo: ABDR, 2001.

SOUZA, Tânia Nogueira Fonseca. **Produção e caracterização física e mecânica de ferros fundidos nodulares e ferros fundidos nodulares austemperados com adição de Nióbio**. 2012. Tese (Doutorado) - Programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais.

SOARES, Glória de Almeida. **Fundição**: mercado, processos e metalurgia. COPPE: UFRJ, 2000.

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

SUSKI, C. A. **Estudo do efeito de tratamentos e revestimentos superficiais na vida de ferramentas de conformação mecânica a frio**. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2004.

TABRETT, C. P.; SARE I. R., GHOMASCHIL M. R.. **International materials reviews**. n. 41, 1996.

TOZETTI, Karla Dubberstein. **Efeito da carga e do tamanho do grão abrasivo no desgaste do ferro fundido branco 19,9 % Cromo e 2,9% Carbono**. 2013. Dissertação (Mestrado). Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo.

ZELAYA-BEJARANO, J. M. **Estudo do diagrama ternário ferro-alumínio-Nióbio**. 1993. Tese (Doutorado) - Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

ZHI , Xiaohui; XING, Jiandong; FU, Hanguang; XIAO, Bing. Effect of niobium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron. **Materials Letters**. v. 62, 2008. p.857–860. Disponível em <<http://www.elsevier.com/locate/matlet>> Acesso em maio 2014.

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

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

## ANEXO A – CARACTERÍSTICAS, APLICAÇÕES E COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE REFERÊNCIA DE FERROS FUNDIDOS BRANCOS

### Ferro Fundido Branco Comum – Tipo FB

<b>Tipo: FB</b>	<b>RESISTENTE A ABRASÃO</b>	<b>CLASSE: C</b>			
<b>Características / Aplicações</b>					
<p>Ferro fundido branco comum, apresentando boa resistência a abrasão em função de sua dureza.</p> <p>Próprio para revestimento e chapas de desgaste.</p>					
<b>Composição Química de Referência</b>					
<b>Carbono (C)</b>	<b>Manganês (Mn)</b>	<b>Silício (Si)</b>	<b>Fósforo (P)</b>	<b>Enxofre (S)</b>	<b>Cromo (Cr)</b>
2,80	0,40	0,50	0,05	0,05	0,50
3,30	1,00	1,20	Máximo	Máximo	1,00
<b>Propriedades Mecânicas Alcançadas no Estado Bruto de Fundição</b>					
<p><b>Dureza Brinell</b></p> <p><b>300 a 500 HB</b></p>					
<b>Tratamento Térmico</b>					
Alívio de Tensões					
<b>Soldagem</b>					
Inadequada					
<b>Observações Gerais</b>					
<p>Dureza a ser medida pelo método Rockwell ou Vickers com valor convertido para dureza Brinell.</p> <p>Faixa de dureza pode ser alterada em função da espessura da peça fundida.</p>					

Fonte: Disponível em <<http://www.acoferbrasil.com.br/downloads/ligasdeferro.doc>> Acesso em 23 ago. 2013.



**Ferro Fundido Branco Especial – Tipo NH/II**

**Tipo: NH/II RESISTENTE A ABRASÃO / BAIXO IMPACTO CLASSE: NI-HARD**  
**Características / Aplicações**

Peças sujeitas ao desgaste por abrasão com baixo impacto. Material de elevada dureza, conseqüentemente, de difícil usinabilidade: grelhas, chapas de desgaste, revestimento de moinhos, anéis de moagem, fusos transportadores de minérios, calhas de escoamento, etc.

**Normas Similares**

**ASTM A 532 CLASSE I**  
**TIPO A**  
**TIPO B**

**Composição Química de Referência**

Carbono (C)	Manganês (Mn)	Silício (Si)	Fósforo (P)	Enxofre (S)	Cromo (Cr)	Níquel (Ni)	Molibdênio (Mo)
2,50	1,30	0,80	0,10	0,15	1,40	3,30	1,00
3,60	Máximo	Máximo	Máximo	Máximo	4,00	5,00	Máximo

**Propriedades Mecânicas Alcançadas no Estado Bruto de Fundição**

**Dureza Brinell**  
**450 a 600 HB**

**Tratamento Térmico**

**Sem Tratamento**

**Alívio de Tensões**

**Soldagem**

**Inadequada**

**Observações Gerais**

**Dureza a ser medida pelo método Rockwell ou Vickers com valor convertido para dureza Brinell.**

**Faixa de dureza pode ser alterada em função da espessura da peça fundida.**

**Ferro Fundido Branco Especial – Tipo NH/IV**

**Tipo: NH IV RESISTENTE A ABRASÃO E A IMPACTO    CLASSE: NI-HARD**

**Características / Aplicações**

Peças sujeitas ao desgaste por abrasão com baixo impacto, apresentando tenacidade um pouco maior que o material NHI/II. Material de elevada dureza, conseqüentemente, de difícil usinabilidade: grelhas, protetores, revestimentos de chutes, difusores, etc.

**Normas Similares**

**ASTM A 532 CLASSE I  
TIPO D**

**Composição Química de Referência**

<b>Carbono (C)</b>	<b>Manganês (Mn)</b>	<b>Silício (Si)</b>	<b>Fósforo (P)</b>	<b>Enxofre (S)</b>	<b>Cromo (Cr)</b>	<b>Níquel (Ni)</b>
2,50	1,30	1,00	0,10	0,15	7,00	3,30
3,60	Máximo	2,20	Máximo	Máximo	11,00	7,00

**Propriedades Mecânicas Alcançadas no Estado Bruto de Fundição**

**Dureza Brinell  
450 a 600 HB**

**Tratamento Térmico**

**Sem Tratamento**

**Alívio de Tensões**

**Soldagem**

**Inadequada**

**Observações Gerais**

**Dureza a ser medida pelo método Rockwell ou Vickers com valor convertido para dureza Brinell.**

**Faixa de dureza pode ser alterada em função da espessura da peça fundida.**

**Fonte:** Disponível em <<http://www.acoferbrasil.com.br/downloads/ligasdeferro.doc>> Acesso em 23 ago. 2013.

**Ferro Fundido Branco Especial – Tipo FE – Classe Cr**

<b>Tipo: FE</b>	<b>RESISTENTE A ABRASÃO</b>					<b>CLASSE: Cr</b>	
<b>Características / Aplicações</b>							
<p align="center">Ferro fundido ligado ao cromo apresentando elevada dureza, de difícil usinabilidade, não resistente a impactos, com boa resistência a abrasão: chapas, revestimentos.</p>							
<b>Composição Química de Referência</b>							
<b>Carbono (C)</b>	<b>Manganês (Mn)</b>	<b>Silício (Si)</b>	<b>Fósforo (P)</b>	<b>Enxofre (S)</b>	<b>Cromo (Cr)</b>	<b>Molibdênio (Mo)</b>	
3,60	0,30	1,00	0,05	0,05	6,00	0,25	
3,70	0,60	1,50	Máximo	Máximo	7,00	Máximo	
<b>Propriedades Mecânicas Alcançadas no Estado Bruto de Fundição</b>							
<b>Dureza Brinell</b> <b>400 a 500 HB</b>							
<b>Tratamento Térmico</b>							
Alívio de Tensões							
<b>Soldagem</b>							
Inadequada							
<b>Observações Gerais</b>							
<p align="center">Dureza a ser medida pelo método Rockwell ou Vickers com valor convertido para dureza Brinell.</p> <p align="center">Faixa de dureza pode ser alterada em função da espessura da peça fundida.</p>							

**Fonte:** Disponível em <<http://www.acoferbrasil.com.br/downloads/ligasdeferro.doc>> Acesso em 23 ago. 2013.

**Ferro Fundido Branco Especial – Tipo FE – Classe II-A**

<b>Tipo: FE</b>	<b>RESISTENTE A ABRASÃO</b>						<b>CLASSE: II-A</b>	
<b>Características / Aplicações</b>								
Ferro fundido ligado ao cromo apresentando elevada dureza, de difícil usinabilidade, não resistente a impactos, com alta resistência a abrasão: rolos para moinho, chapa de desgaste.								
<b>Normas Similares</b>								
ASTM A 532 CLASSE II TIPO A								
<b>Composição Química de Referência</b>								
<b>Carbono</b> (C)	<b>Manganês</b> (Mn)	<b>Silício</b> (Si)	<b>Fósforo</b> (P)	<b>Enxofre</b> (S)	<b>Cromo</b> (Cr)	<b>Níquel</b> (Ni)	<b>Molibdênio</b> (Mo)	<b>Cobre</b> (Cu)
2,00	2,00	1,50	0,10	0,06	11,00	3,00	3,05	1,20
3,30	Máximo	Máximo	Máximo	Máximo	14,00	Máximo	Máximo	Máximo
<b>Propriedades Mecânicas Alcançadas no Estado Revenido</b>								
Dureza Brinell 450 a 600 HB								
<b>Tratamento Térmico</b>								
Alívio de Tensões				Normalização e Revenimento				
<b>Soldagem</b>								
Inadequada								
<b>Observações Gerais</b>								
Dureza a ser medida pelo método Rockwell ou Vickers com valor convertido para dureza Brinell ou diretamente pelo método Brinell.								

**Fonte:** Disponível em <<http://www.acoferbrasil.com.br/downloads/ligasdeferro.doc>> Acesso em 23 ago. 2013.

**Ferro Fundido Branco Especial – Tipo FE – Classe II-B**

<b>Tipo: FE</b>	<b>RESISTENTE A ABRASÃO</b>						<b>CLASSE: II-B</b>	
<b>Características / Aplicações</b>								
Ferro fundido ligado ao cromo-molibdênio apresentando elevada dureza, de difícil usinabilidade, não resistente a impactos, com alta resistência a abrasão: rolos para moinho, chapa de desgaste.								
<b>Normas Similares</b>								
ASTM A 532 CLASSE II TIPO B								
<b>Composição Química de Referência</b>								
<b>Carbono (C)</b>	<b>Manganês (Mn)</b>	<b>Silício (Si)</b>	<b>Fósforo (P)</b>	<b>Enxofre (S)</b>	<b>Cromo (Cr)</b>	<b>Níquel (Ni)</b>	<b>Molibdênio (Mo)</b>	<b>Cobre (Cu)</b>
2,00	2,00	1,50	0,10	0,06	14,00	2,50	3,00	1,20
3,30	Máximo	Máximo	Máximo	Máximo	18,00	Máximo	Máximo	Máximo
<b>Propriedades Mecânicas Alcançadas no Estado Revenido</b>								
Dureza Brinell 450 a 600 HB								
<b>Tratamento Térmico</b>								
Alívio de Tensões				Normalização e Revenimento				
<b>Soldagem</b>								
Inadequada								
<b>Observações Gerais</b>								
Dureza a ser medida pelo método Rockwell ou Vickers com valor convertido para dureza Brinell ou diretamente pelo método Brinell.								

**Fonte:** Disponível em <<http://www.acoferbrasil.com.br/downloads/ligasdeferro.doc>> Acesso em 23 ago. 2013.

**Ferro Fundido Branco Especial – Tipo FE – Classe II-D**

<b>Tipo: FE</b>	<b>RESISTENTE A ABRASÃO</b>					<b>CLASSE: II-D</b>			
<b>Características / Aplicações</b>									
Ferro fundido ligado ao cromo-molibdênio apresentando elevada dureza, de difícil usinabilidade, não resistente a impactos, com alta resistência a abrasão: rolos para moinho, chapa de desgaste.									
<b>Normas Similares</b>									
ASTM A 532 CLASSE II TIPO D									
<b>Composição Química de Referência</b>									
<b>Carbono</b> (C)	<b>Manganês</b> (Mn)	<b>Silício</b> (Si)	<b>Fósforo</b> (P)	<b>Enxofre</b> (S)	<b>Cromo</b> (Cr)	<b>Níquel</b> (Ni)	<b>Molibdênio</b> (Mo)	<b>Cobre</b> (Cu)	
2,00	2,00	1,00	0,10	0,06	18,00	2,50	3,00	1,20	
3,30	Máximo	2,20	Máximo	Máximo	23,00	Máximo	Máximo	Máximo	
<b>Propriedades Mecânicas Alcançadas no Estado Normalizado</b>									
Dureza Brinell 450 a 600 HB									
<b>Tratamento Térmico</b>									
Alívio de Tensões					Normalização e Revenimento				
<b>Soldagem</b>									
Inadequada									
<b>Observações Gerais</b>									
Dureza a ser medida pelo método Rockwell ou Vickers com valor convertido para dureza Brinell ou diretamente pelo método Brinell.									

**Fonte:** Disponível em <<http://www.acoferbrasil.com.br/downloads/ligasdeferro.doc>> Acesso em 23 ago. 2013.

**Ferro Fundido Branco Especial – Tipo FE – Classe III-A**

**Tipo: FE      RESISTENTE A ABRASÃO      CLASSE: III-A**

**Características / Aplicações**

Ferro fundido ligado ao cromo apresentando elevada dureza, de difícil usinabilidade, não resistente a impactos, com alta resistência a abrasão: placas de revestimento, chapas de desgaste, blindagens, rolos e anéis para moagem.

**Normas Similares**

**ASTM A 532 CLASSE III  
TIPO A**

**Composição Química de Referência**

<b>Carbono (C)</b>	<b>Manganês (Mn)</b>	<b>Silício (Si)</b>	<b>Fósforo (P)</b>	<b>Enxofre (S)</b>	<b>Cromo (Cr)</b>	<b>Níquel (Ni)</b>	<b>Molibdênio (Mo)</b>	<b>Cobre (Cu)</b>
2,00	2,00	1,50	0,10	0,06	23,00	2,50	3,00	1,20
3,30	Máximo	Máximo	Máximo	Máximo	30,00	Máximo	Máximo	Máximo

**Propriedades Mecânicas Alcançadas no Estado Revenido**

**Dureza Brinell  
450 a 600 HB**

**Tratamento Térmico**

**Alívio de Tensões**

**Normalização e Revenimento**

**Soldagem**

**Inadequada**

**Observações Gerais**

**Dureza a ser medida pelo método Rockwell ou Vickers com valor convertido para  
dureza Brinell  
ou diretamente pelo método Brinell.**

**Fonte:** Disponível em <<http://www.acoferbrasil.com.br/downloads/ligasdeferro.doc>> Acesso em 23 ago. 2013.