



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Departamento de Metalurgia



Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais  
PPGE3M

JOÉLSON VIEIRA DA SILVA

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTENITIZAÇÃO  
SEGUIDA DE RESFRIAMENTO AO AR FORÇADO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE  
ABRASIVO DO FERRO FUNDIDO BRANCO ASTM A532 II D

Porto Alegre  
2017



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Departamento de Metalurgia



Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais  
PPGE3M

JOÉLSON VIEIRA DA SILVA  
Tecnólogo em Eletromecânica

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTENITIZAÇÃO  
SEGUIDA DE RESFRIAMENTO AO AR FORÇADO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE  
ABRASIVO DO FERRO FUNDIDO BRANCO ASTM A532 II D

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPG3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Porto Alegre  
2017

JOÉLSON VIEIRA DA SILVA

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTENITIZAÇÃO  
SEGUIDA DE RESFRIAMENTO AO AR FORÇADO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE  
ABRASIVO DO FERRO FUNDIDO BRANCO ASTM A532 II D.

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do rio Grande do Sul.

---

Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

---

Prof. Dr. Coordenador

Aprovado em: \_\_\_ / \_\_\_ / \_\_\_

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Engº. Alexandre Milanez – SATC SC \_\_\_\_\_

Prof. Dr. Daniel Fritzen – SATC SC \_\_\_\_\_

Prof. Dr. Engº. Rafael Menezes Nunes – UFRGS \_\_\_\_\_

Dedico este trabalho às minhas filhas, familiares e amigos que me apoiaram nos momentos de dificuldade; aos que prestaram seu incentivo e que colaboraram direta ou indiretamente nesta etapa da minha vida.

## AGRADECIMENTOS

O sucesso deste trabalho foi o resultado da ajuda, participação e compreensão de várias pessoas que estiveram ao meu lado no decorrer de todo o período de estudo. A todas essas pessoas, quero expressar os meus profundos agradecimentos, e em especial:

Ao Professor Dr. Alexandre da Silva Rocha pela orientação, dedicação e oportunidade de compartilhar de seus conhecimentos e de sua amizade, e de acreditar na realização deste trabalho.

Ao Eng. Aguinaldo Gonzalez, que foi de fundamental importância pela significativa contribuição com seus conhecimentos.

À SATC por disponibilizar os ambientes e equipamentos para realização dos ensaios e aos colegas de trabalho da Escola Técnica e Faculdade SATC, professores que acompanharam e contribuíram com este desafio, em especial aos professores Fábio Peruch, Fernando Michelin Marques, João Mota Neto e Jovani Castelan.

À USIPE, na pessoa do Sr. Emir, e meus amigos que muito contribuíram nos estudos, Marcos Paulo Ribeiro e Osvaldo da Silva Neto.

À Açocril pela disponibilização dos corpos de prova em especial ao Sr. Simões Aguiar Nunes, e ao amigo Cleber Duarte da Conceição.

À Modecrl, na pessoa do Sr. Almir Martins pelo fornecimento do modelo de fundição.

À empresa Milênio, na pessoa do Sr. Clodoaldo Madeira pelos materiais utilizados nos ensaios de desgaste e disponibilizar materiais e horas de estudo.

À UFRGS pela oportunidade de realização deste trabalho.

A toda minha família e amigos pelo apoio e cumplicidade.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	<b>IX</b>
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	<b>XIII</b>
<b>LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS</b> .....	<b>XIV</b>
<b>RESUMO</b> .....	<b>XV</b>
<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
1.1 OBJETIVO GERAL.....	2
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	2
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>3</b>
2.1 PROCESSO DE FUNDIÇÃO .....	3
2.2 FERRO FUNDIDO .....	3
<b>2.2.1 Classificação dos ferros fundidos</b> .....	<b>4</b>
<b>2.2.2 Efeito dos elementos químicos na estrutura dos ferros fundidos</b> .....	<b>8</b>
2.3 MECANISMOS DE DESGASTE.....	11
<b>2.3.1 Rugosidade superficial</b> .....	<b>11</b>
<b>2.3.2 Resistência ao desgaste</b> .....	<b>11</b>
<b>2.3.3 Desgaste adesivo</b> .....	<b>12</b>
<b>2.3.4 Desgaste erosivo</b> .....	<b>13</b>
<b>2.3.5 Desgaste por fadiga superficial</b> .....	<b>14</b>
<b>2.3.6 Desgaste abrasivo</b> .....	<b>15</b>
<b>2.3.7 Relação entre dureza e desgaste por abrasão</b> .....	<b>19</b>
<b>2.3.8 Desgaste abrasivo em ferro fundido alto cromo</b> .....	<b>20</b>
2.4 ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO .....	22
<b>2.4.1 Ensaio de abrasão por goivagem</b> .....	<b>23</b>
<b>2.4.2 Ensaio de abrasão e impacto</b> .....	<b>23</b>

2.4.3 Ensaio de abrasão a alta tensão.....	24
2.4.4 Ensaio de desgaste tipo roda de borracha.....	25
2.4.5 Procedimento recomendado pela norma ASTM G65.....	26
2.5 FERRO FUNDIDO BRANCO ALTO CROMO.....	29
2.5.1 Classificação dos ferros fundidos alto cromo.....	31
2.5.2 Fatores importantes da obtenção do ferro fundido branco.....	32
2.5.3 Efeito do cromo e do carbono na microestrutura.....	34
2.5.4 Obtenção das principais microestruturas.....	36
2.5.5 Solidificação dos ferros fundidos brancos alto cromo.....	39
2.5.6 Transformação da matriz.....	41
2.5.7 Tratamentos térmicos nos ferros fundidos.....	43
2.5.8 Tempo de austenitização.....	46
2.5.9 Desestabilização da austenita.....	48
2.5.10 Temperatura de desestabilização.....	49
2.5.11 Efeito dos parâmetros de tratamento térmico no percentual de austenita retida.....	50
<b>3 METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>53</b>
3.1 METODOLOGIA.....	53
3.1.1 Obtenção dos corpos de prova.....	53
3.1.2 Tratamento térmico de austenitização.....	53
3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	54
3.2.1 Tratamentos e ciclos térmicos.....	54
3.2.2 Condições iniciais das amostras.....	58
3.2.3 Pesagem dos corpos de prova.....	60
3.2.4 Ensaio de desgaste da roda de borracha / areia seca.....	61

3.2.5 Macro e microdurezas.....	62
3.2.6 Caracterização micro estrutural.....	62
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>64</b>
4.1 DESGASTE.....	64
4.2 METALOGRAFIA.....	65
4.3 MICRODUREZA.....	67
4.4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS .....	68
<b>5 CONCLUSÕES.....</b>	<b>73</b>
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTURO .....</b>	<b>74</b>
<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>75</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1– Fluxograma das atividades.....	2
Figura 2– Esquema de classificação para ligas ferrosas.....	5
Figura 3– Classificação das ligas ferrosas fundidas.....	7
Figura 4– Diagrama de fases do Fe-C para ferros fundidos comerciais ilustrando as microestruturas derivadas de vários tipos de tratamento térmico.....	8
Figura 5- Micrografia do ferro fundido branco. A fase clara é carboneto de cromo (M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> ). Matriz com dendrita de austenita – ataque com villeda. ....	10
Figura 6– Sistemas tribológicos envolvidos em desgaste adesivo .....	12
Figura 7– Potenciais mecanismos de erosão .....	13
Figura 8– Sistemas tribológicos que sofrem danos por fadiga superficial.....	14
Figura 9– Estimativa da parcela de contribuição dos mecanismos de desgaste.....	15
Figura 10– Diagrama dos processos de desgaste em função do elemento interfacial e do tipo de movimento interfacial.....	16
Figura 11– Representação do desgaste abrasivo provocado pelo deslocamento de partícula dura na superfície da peça .....	16
Figura 12– Simulações de desgaste abrasivo: a - Desgaste a dois corpos. b - Desgaste a três corpos .....	17
Figura 13– Mecanismos de desgaste observados em microscopia eletrônica de varredura: (a) microsulcamento, (b) formação de proa e (c) microcorte.....	18
Figura 14– Esquemas de tipos de desgaste.....	19
Figura 15– Resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais no ensaio pino sobre disco em função da dureza.....	20
Figura 16– Representação esquemática do processo de desgaste abrasivo de ligas ferrosas alto cromo.....	21

Figura 17– Resistência ao desgaste abrasivo versus dureza.....	22
Figura 18– Representação esquemática de um britador de mandíbulas para o ensaio de abrasão por goivagem.....	23
Figura 19– Equipamento de ensaio de desgaste por impacto e por abrasão.....	24
Figura 20– Imagem ilustrativa do equipamento de ensaio pino sobre disco.....	25
Figura 21– Abrasômetro tipo roda de borracha para ensaio de desgaste .....	26
Figura 22– Dimensões da roda de borracha de acordo com a norma G65-00.....	27
Figura 23– Dimensões do bico dosador de acordo com a norma G65-00.....	28
Figura 24– Marcas de desgaste uniforme (a) e não uniforme (b) deixadas pela roda de borracha .....	28
Figura 25– Diagrama Fe-C.....	33
Figura 26– Relação entre teor de cromo dos carbonetos e a dureza.....	34
Figura 27– Efeito da fração volumétrica de carbonetos na dureza da liga para teores entre 15 e 26% de cromo .....	35
Figura 28– Microestrutura bruta de fusão de uma liga de alto teor de cromo solidificada rapidamente a partir de (a) 1320 °C e (b) 1000 °C .....	35
Figura 29– Matriz austenítica ( $\gamma$ ) e carbonetos eutéticos (M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> ) de um ferro fundido com 2,5% de carbono e 16% de cromo .....	36
Figura 30- Microestruturas típicas de ferro fundido branco alto cromo (a) Baixo carbono (hipoeutético); (b) Eutético; (c) Alto carbono (hipereutético). 75x.....	38
Figura 31– Visualização 3D da superfície liquidus metaestável.....	40
Figura 32– Classes de ferro fundido branco de alto cromo apresentadas na exibição do diagrama ternário Fe-Cr-C, com destaque para a liga II D (Cromo-Molibdênio).....	41
Figura 33– Produtos da transformação da austenita 1: carbonetos secundários, 2: austenita retida, 3: martensita .....	42

Figura 34– Ferro fundido alto cromo hipoeutético contendo 2,7% C, 16,9% Cr, 1,2% Mo (a) no estado bruto de fundição, e (b) após o tratamento térmico de desestabilização em temperatura de 1000 °C e tempo de 1 h, expondo a precipitação de carbonetos secundários .....	43
Figura 35– Diagrama CCT esquemático dos ferros fundidos de alto cromo .....	46
Figura 36– Precipitação de carbonetos secundários provocados pela desestabilização da matriz no estado bruto de fusão. Ferro fundido de alto cromo contendo 16%Cr no (a) estado bruto, (b) estado tratado.....	46
Figura 37– (a) microestrutura austenítica (b) microestrutura austenítica-martensítica de um ferro fundido branco contendo 15% Cromo .....	47
Figura 38– Diâmetro das partículas precipitadas em função do tempo de patamar de desestabilização com temperatura de 900, 1000 e 1150 °C.....	47
Figura 39– Volume de precipitação de carbonetos secundários em função do tempo de patamar de desestabilização para 900, 1000 e 1150 °C .....	48
Figura 40– Relação típica entre temperatura de desestabilização, austenita residual e dureza após arrefecimento.....	49
Figura 41– Efeito do tempo e temperatura de desestabilização em "a": Microdureza e "b" macrodureza de uma liga com 18% de cromo e 2,3% de carbono.....	50
Figura 42– Influência do tempo e da temperatura de desestabilização da austenita na (a) temperatura Ms e (b) percentual de austenita retida* .....	51
Figura 43– Influência do tempo e da temperatura de desestabilização da austenita em uma liga com 2,5 %C, 16,9% Cr, 1,8% Ni.....	52
Figura 44– Ferro fundido branco alto cromo após tratamento de desestabilização da austenita, expondo os microconstituintes 1: austenita retida, 2: martensita .....	52
Figura 45– Fluxograma geral do experimento .....	54

Figura 46– Metalografia da amostra sem tratamento térmico.....	55
Figura 47– Ciclo “B” (950 °C), Curva de resfriamento das amostras 04, 05 e 06 .....	56
Figura 48– Ciclo “C” (1.000 °C), Curva de resfriamento das amostras 07, 08 e 09 .....	56
Figura 49– Ciclo “D” (1.050 °C), Curva de resfriamento das amostras 10, 11 e 12.....	57
Figura 50– Ciclo “E” (1.100 °C), Curva de resfriamento das amostras 13, 14 e 15 .....	57
Figura 51– Ciclo “F” (1.150 °C), curva de resfriamento das amostras 16, 17 e 18.....	58
Figura 52– Molde em madeira para fundição das amostras .....	58
Figura 53– Amostras logo após a desmoldagem e após o preparo para os ensaios .....	59
Figura 54– Rugosímetro utilizado para avaliação da rugosidade superficial.....	59
Figura 55– Balança utilizada para pesagem dos corpos de prova .....	61
Figura 56- Máquina de ensaio de desgaste. Disposição do corpo de prova no equipamento ..	62
Figura 57– Resultado da perda de massa para o material em estudo .....	64
Figura 58– Corpos de prova após o ensaio de desgaste abrasivo. Dimensões aproximadas: 180 x 25 x 12 mm. a) amostra ciclo “A” (sem tratamento térmico); b) amostra ciclo “B” (950 °C); c) amostra ciclo “C” (1.000 °C); d) amostra ciclo “D” (1.050 °C); e) amostra ciclo “E” (1.100 °C).....	65
Figura 59– Análise metalográfica das amostras, ataque nital 2%, ampliação 1000x.....	66
Figura 60 – Impressão da microdureza realizada na amostra exposta ao tratamento térmico à 1.150 °C .....	67
Figura 61– Relação perda de massa (média) x Temperatura de tratamento térmico .....	68
Figura 62– Microdureza da matriz x Temperatura de Tratamento.....	69
Figura 63– Microdureza dos carbonetos x Temperatura de tratamento térmico.....	69
Figura 64– Micrografia da amostra ciclo “A”, ataque nital 2%, ampliação 1000x.....	70
Figura 65– Evolução da precipitação de carbonetos, ataque nital 2%, ampliação 1000x.....	71
Figura 66– Micrografia da amostra ciclo “F”, ataque nital 2%, ampliação 1000x .....	72

**LISTA DE TABELAS**

Tabela 1– Definição dos parâmetros de rugosidade.....	11
Tabela 2– Parâmetros de ensaio para roda de borracha de areia seca sílica.....	26
Tabela 3– Tamanho dos abrasivos recomendados .....	27
Tabela 4– Classificação das ligas de ferro fundido branco .....	32
Tabela 5– Propriedades gerais dos carbonetos M3C, M7C3, M23C6 e MC presentes nos ferros fundidos resistentes ao desgaste.....	39
Tabela 6– Composição química do ferro fundido ASTM A532 II D em estudo (% em peso)	53
Tabela 7– Rugosidade superficial das amostras antes do ensaio de abrasão.....	60
Tabela 8– Metodologia utilizada para identificação e tratamento das amostras .....	60
Tabela 9– Parâmetros do ensaio de desgaste.....	61
Tabela 10– Reagentes utilizados para a revelação das microestruturas .....	63
Tabela 11– Resultado da análise de microdureza da matriz e dos carbonetos .....	67

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

<b>ABNT</b>	Associação Brasileira de Normas Técnicas
<b>ASF</b>	<i>American Foundry Society</i>
<b>C</b>	Carbono
<b>CCT</b>	Diagrama de resfriamento contínuo ( <i>Continuous Cooling Transformation</i> )
<b>Cr</b>	Cromo
<b>Fe</b>	Ferro
<b>Fe<sub>3</sub>C</b>	Cementita
<b>FFBAC</b>	Ferro Fundido Branco Alto Cromo
<b>fx</b>	força normal
<b>fy</b>	força tangencial
<b>HV</b>	dureza Vickers
<b>kgf</b>	quilograma-força
<b>L</b>	líquido
<b>LACAMI</b>	Laboratório de Caracterização Microestrutura
<b>min</b>	minuto
<b>mm</b>	milímetro
<b>M<sub>3</sub>C</b>	Carboneto
<b>M<sub>7</sub>C<sub>3</sub></b>	Carboneto
<b>M<sub>23</sub>C<sub>6</sub></b>	Carboneto
<b>MEV</b>	microscopia eletrônica de varredura
<b>MPa</b>	Megapascal
<b>Mf</b>	Temperatura final de transformação martensítica
<b>Ms</b>	Temperatura inicial de transformação martensítica
<b>Ra</b>	Rugosidade média
<b>Si</b>	Silício
<b>°C</b>	Graus Celsius
<b>α-Fe</b>	Ferrita
<b>γ-Fe</b>	Austenita

## RESUMO

O objetivo desta pesquisa é realizar um estudo sobre o desgaste abrasivo do ferro fundido branco alto cromo de acordo com a norma ASTM A532 II D, submetidas à diferentes faixas de temperatura de austenitização, decompondo a faixa de 950 a 1.150 °C, amplamente usada nas fundições, em intervalos de 50 °C. Esta liga foi escolhida para estudo em virtude de sua extensa aplicação na indústria de mineração, possuindo como principal característica a utilização em revestimentos de moinhos e martelos de britadores, onde a resistência ao desgaste abrasivo é exigida. Os corpos de prova foram caracterizados através de análise química, dureza, e estrutura metalográfica, avaliando as mudanças na microestrutura, e conseqüentemente, alterações nas propriedades de resistência ao desgaste abrasivo do material. Na avaliação das amostras, foi utilizada a microscopia ótica e, para simular a condição de desgaste abrasivo, determinando a perda de massa, foi empregando o abrasômetro do tipo roda de borracha, seguindo a norma ASTM G65. Os testes práticos demonstraram que o ciclo de temperatura é uma etapa importante na determinação da dureza, que por sua vez, é uma característica fundamental à resistência ao desgaste abrasivo, visto que para o material estudado, quanto maior a dureza, maior foi a resistência ao desgaste abrasivo.

**Palavras chave:** Desgaste abrasivo, Temperatura de austenitização, Ferro fundido branco, Alto Cromo

## ABSTRACT

The objective of this research is to perform a study on the abrasive wear of high chromium white cast iron according to ASTM A532 II D, submitted to different austenitizing temperatures, in the range of 950 to 1150 °C with 50 °C steps, widely used in foundries. This alloy was chosen for study because of its extensive application in the mining industry, having as main characteristic the use in mill and hammer coatings of crushers where abrasive wear resistance is required. The specimens were characterized by chemical analysis, hardness, and metallographic analysis, evaluating the changes in the microstructure, and consequently changes in the abrasive wear properties of the material. In the evaluation of the samples, optical microscopy was used and, to simulate the abrasive wear condition, determining the mass loss, the rubber wheel type abrasive test was used, following the ASTM G65 standard. The practical tests demonstrated that the temperature cycle is an important step in determining the hardness, which in turn is a fundamental characteristic to the abrasive wear resistance, since for the material studied, the higher the hardness, the higher the resistance to abrasive wear.

Key words: Abrasive wear, Austenitization temperature, White Cast Iron, High Chromium

## 1 INTRODUÇÃO

A crescente necessidade de se obter um produto mais durável e com características adaptadas ao cenário industrial nos conduz à busca por melhorias e aprimoramentos das técnicas de fabricação. As áreas de britagem, mineração e cimenteiras convivem com perdas por desgaste que representam um valor significativo nos custos de manutenção devido às condições severas em que as peças são submetidas. Observando ainda que, em muitas ocasiões, esses valores podem ser até mais altos que o custo de fabricação do próprio componente.

Vários mecanismos de desgaste estão envolvidos nos sistemas de produção, como desgaste adesivo, abrasivo, corrosivo, entre outros, porém, o desgaste abrasivo é o que gera maior preocupação no meio fabril.

Na tentativa de reduzir este problema, muitas alternativas foram observadas ao longo do tempo, desde o início, onde as peças eram fabricadas em aço manganês até a substituição por peças em aço carbono revestidas por solda dura.

Entretanto, entre os materiais mais utilizados em aplicações que requerem elevada resistência ao desgaste abrasivo, o ferro fundido branco alto cromo (FFBAC) tem tido os melhores resultados. Esse atributo desperta uma série de estudos visando a redução dos prejuízos causados pelo desgaste abrasivo (Farah, 1997). Principalmente em função de sua dureza, proporcionada pela quantidade de carbonetos duros em sua estrutura. Segundo Higuera-Cobos (2015), a microestrutura resultante do tratamento térmico do ferro fundido alto cromo, tem influência direta na resistência ao desgaste abrasivo desta liga.

Uma prévia compreensão das propriedades destas microestruturas, contribuem para se estreitar a faixa de tratamento térmico ideal para que se consiga obter um melhor rendimento no propósito de evitar falhas prematuras, entender os mecanismos dominantes e identificar formas de aumentar a vida útil das peças de reposição.

É reconhecida a importância do tratamento térmico numa das etapas de fabricação do ferro fundido alto cromo e o presente estudo vem investigar o comportamento dessa liga, com amostras submetidas à diferentes faixas de temperatura e reportados os parâmetros de tratamento térmico de austenitização. Além de caracterizar o material quanto à sua microestrutura e microdureza e ainda, avaliar os fatores característicos que influenciam os resultados simulados através do ensaio de roda de borracha (ASTM G65-99).

## 1.1 OBJETIVO GERAL

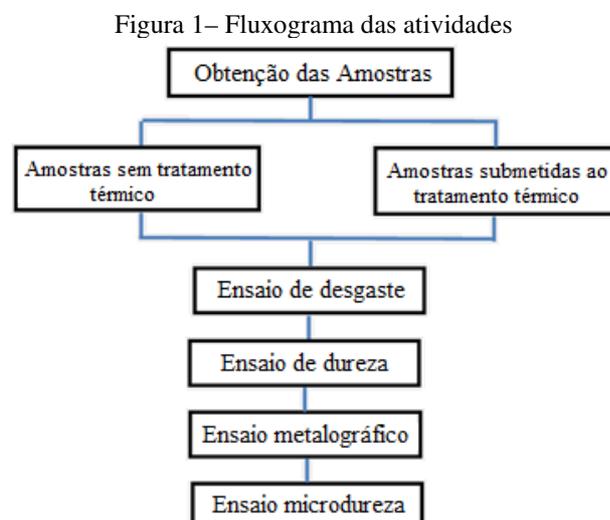
O objetivo deste trabalho é correlacionar as diferentes faixas de temperatura de tratamento térmico e a propriedade de resistência ao desgaste abrasivo da liga de ferro fundido branco ASTM A532 II D, otimizando o processo para a obtenção de uma liga com melhor rendimento exposta à esta condição. Neste estudo serão comparadas as amostras, através de ensaios de desgaste normalizados, medições de dureza e estrutura metalográfica.

## 1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Como objetivos específicos dessa dissertação tem-se que:

- 1 Caracterizar a liga FFBAC exposta à faixas de temperatura de tratamento térmico distintas, avaliando sua dureza e microdureza e estrutura metalográfica.
- 2 Avaliar o comportamento do FFBAC, ASTM A532 IID, submetidas a diferentes faixas de temperatura de austenitização, submetidas ao ensaio de desgaste abrasivo, conforme norma ASTM G65-00.
- 3 Comparar as microestruturas das amostras, identificadas por microscopia ótica e ensaios de microdureza, relacionando com o desempenho obtido no ensaio de desgaste abrasivo.
- 4 Determinar a faixa de temperatura ideal para o tratamento térmico de austenitização das ligas de ferro fundido branco alto cromo.

A sequência de atividades está ilustrada de acordo com o fluxograma apresentado na Figura 1.



Fonte: autoria própria

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será abordado uma revisão bibliográfica dos assuntos discutidos neste trabalho. Inicialmente será feita uma abordagem acerca dos processos de fundição, tipos de ferro fundido, ferro fundido branco alto cromo e técnicas de tratamento térmico. Os tipos de desgaste e mecanismos envolvidos também estão mostrados neste capítulo.

### 2.1 PROCESSO DE FUNDIÇÃO

O processo de fundição compreende basicamente no derramamento do metal, ou liga metálica, em estado líquido, para o interior de um molde, que consiste em uma cavidade no formato negativo da peça que se deseja obter (Baldam; Vieira, 2013).

A técnica de fundição permite a fabricação de peças de alta complexidade, e com o aprimoramento dos processos, propicia a obtenção de um acabamento de melhor qualidade.

Existem diferentes processos que podem ser praticados durante a fundição. Mas em geral, as etapas básicas se resumem em (Baldam; Vieira, 2013):

- Obter o desenho da peça que se deseja fundir;
- Projeto do modelo a ser utilizado;
- Confeção do modelo;
- Fundir o metal;
- Vazamento do molde;
- Limpeza e rebarbação;
- Controle da qualidade.

As peças fundidas adequadamente produzidas, não tem propriedades direcionais. Assim a resistência à tração, por exemplo, é a mesma em todas as direções. O que não acontece com peça obtidas por conformação mecânica, como a laminação, forjamento, trefilação, etc. Chamamos essa propriedade de anisotropia, e é muito importante para elementos como engrenagens, anéis de pistão, camisas para cilindros de motores, etc. (Oliveira, 2013).

### 2.2 FERRO FUNDIDO

Os ferros fundidos são ligas de grande importância no setor industrial, que, com a adição de certos elementos, e controle adequado do tratamento térmico assumem

características que possibilitam o aproveitamento em certas condições nas quais, normalmente, somente os aços poderiam ser empregados.

O amplo uso das ligas à base de ferro pode ser atribuído a três fatores principais:

- Os compostos que contêm ferro ainda existem em grande quantidade no interior da crosta terrestre;
- O ferro metálico e as ligas de aço podem ser produzidos usando-se técnicas de extração, beneficiamento, formação de ligas e fabricação relativamente econômicas;
- As ligas ferrosas são extremamente flexíveis, no sentido de que elas podem ser modificadas para adquirir uma ampla variedade de propriedades físicas e mecânicas.

A grande desvantagem de muitas ligas ferrosas é o fato de apresentarem suscetibilidade à corrosão (Martins, 2012, p.8).

Tendo em vista o silício ter grande influência nessa liga, sobretudo na constituição estrutural, o ferro fundido é normalmente considerado uma "liga ternária Fe-C-Si", uma vez que frequentemente o silício se apresenta com teores superiores ao do próprio carbono. Por sua vez o carbono está sempre presente, em grande parcela, na forma "livre". Desta forma, define-se ferro fundido como:

"Liga ferro-carbono-silício, com teores de carbono geralmente acima de 2,14% em quantidade superior a que pode ser retida em solução sólida na austenita, de modo a resultar em carbono parcialmente livre, na forma de veios ou lamelas de grafita" (Chiaverini, 2005 p.471).

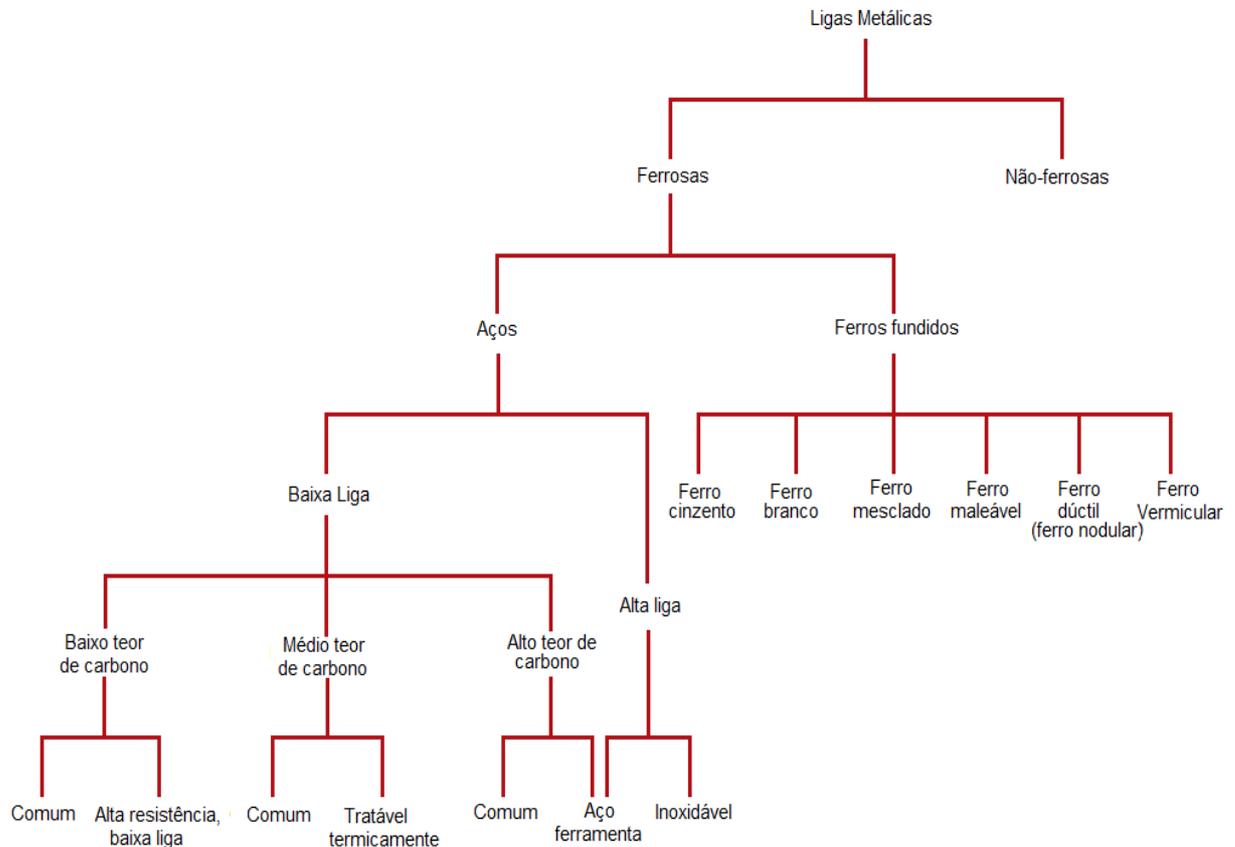
### **2.2.1 Classificação dos ferros fundidos**

Os ferros fundidos podem ser qualificados de acordo com suas características, desde a coloração de sua fratura (branca ou cinzenta) até suas características microestruturais como a forma da grafite e matriz da mesma. Para isso, é importante que seja realizado um estudo para cada caso a fim de se definir o tipo mais adequado para cada aplicação (Afonso, 2012; Callister, 2007).

Assim como os aços, os ferros fundidos adquirem uma característica mais complexa quando acrescidos elementos de liga. De acordo com a composição química, as condições de solidificação e um tratamento térmico adequado, é possível a obtenção de uma vasta variedade de microestruturas e propriedades (Martins, 2015).

A Figura 2 mostra um esquema de classificação para ligas ferrosas.

Figura 2– Esquema de classificação para ligas ferrosas



Fonte: Callister, 2007

Desta forma, podemos assim descrever os tipos de ferro fundido (Colpaert, 2008; Chiaverini, 2005):

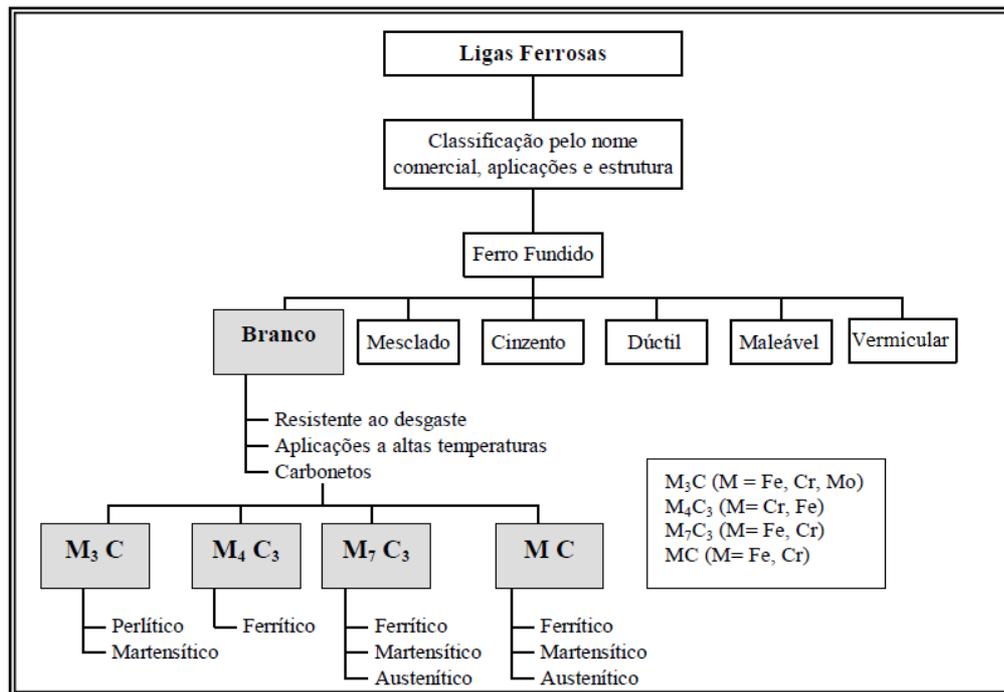
- Ferro fundido cinzento – microestruturalmente, encontra-se com carbono no estado livre, grafita em formato de veios e carbono na forma combinada, cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). O carbono e o silício são seus principais elementos de liga neste tipo de ferro, podendo haver outros, como o manganês, cromo e cobre que conferem aos ferros fundidos outras características almejadas. Sua superfície de fratura com coloração cinza escura.
- Ferro fundido branco – virtualmente livre de grafita, tem a predominância do carbono na forma combinada como característica, em virtude da baixa porcentagem de silício e adição de outros elementos como cromo, que confere estabilidade à cementita,

proporcionando ao material uma alta dureza, com a característica de maior resistência ao desgaste. Sua superfície de fratura apresenta coloração clara e brilhante.

- Ferro fundido mesclado – sua microestrutura é basicamente uma combinação dos ferros fundidos branco e cinzento, ou seja, caracterizado pela grafita morfolologicamente lamelar e uma quantidade de cementita que pode variar em função do emprego do material. Sua superfície de fratura apresenta coloração brilhante acinzentada.
- Ferro fundido maleável – é obtido através do tratamento térmico de maleabilização do ferro fundido branco. Através deste tratamento, pode-se transformar a cementita em grafita esferoidal, o que proporciona ao material melhores propriedades mecânicas como maior resistência, ductilidade e limite de escoamento. Sua superfície de fratura apresenta coloração cinza clara.
- Ferro fundido nodular – conhecido também por ferro dúctil, no estado bruto de fundição apresenta-se com a grafita em forma de esferóides ou nódulos, resultado da adição de certos elementos que promovem a alteração da forma de crescimento da grafita. Apresenta desta forma, características mecânicas superiores ao do ferro fundido maleável. Obtém-se por alterações químicas na composição química do material no seu estado líquido. A sua superfície de fratura apresenta coloração prateada.
- Ferro fundido de grafita compactada, também conhecido por ferro fundido vermicular – é obtido pela adição do titânio na composição do ferro fundido nodular, com o objetivo de degenerar o nódulo de grafita. Suas propriedades ficam numa faixa intermediária entre os ferros fundidos nodular e cinzento. Tem uma aplicação bastante ampla, porém no mercado industrial ainda é relativamente novo. A sua fratura apresenta-se na forma mesclada.

Na Figura 3 pode ser observada a classificação para as ligas ferrosas fundidas, associando algumas propriedades vinculadas ao tipo de carboneto e matriz do ferro fundido branco (Stefanescu, 1998).

Figura 3– Classificação das ligas ferrosas fundidas



Fonte: Adaptado de Novelli, 2004

Dois fatores são determinantes na determinação da estrutura do ferro fundido:

- Composição química;
- Velocidade de resfriamento.

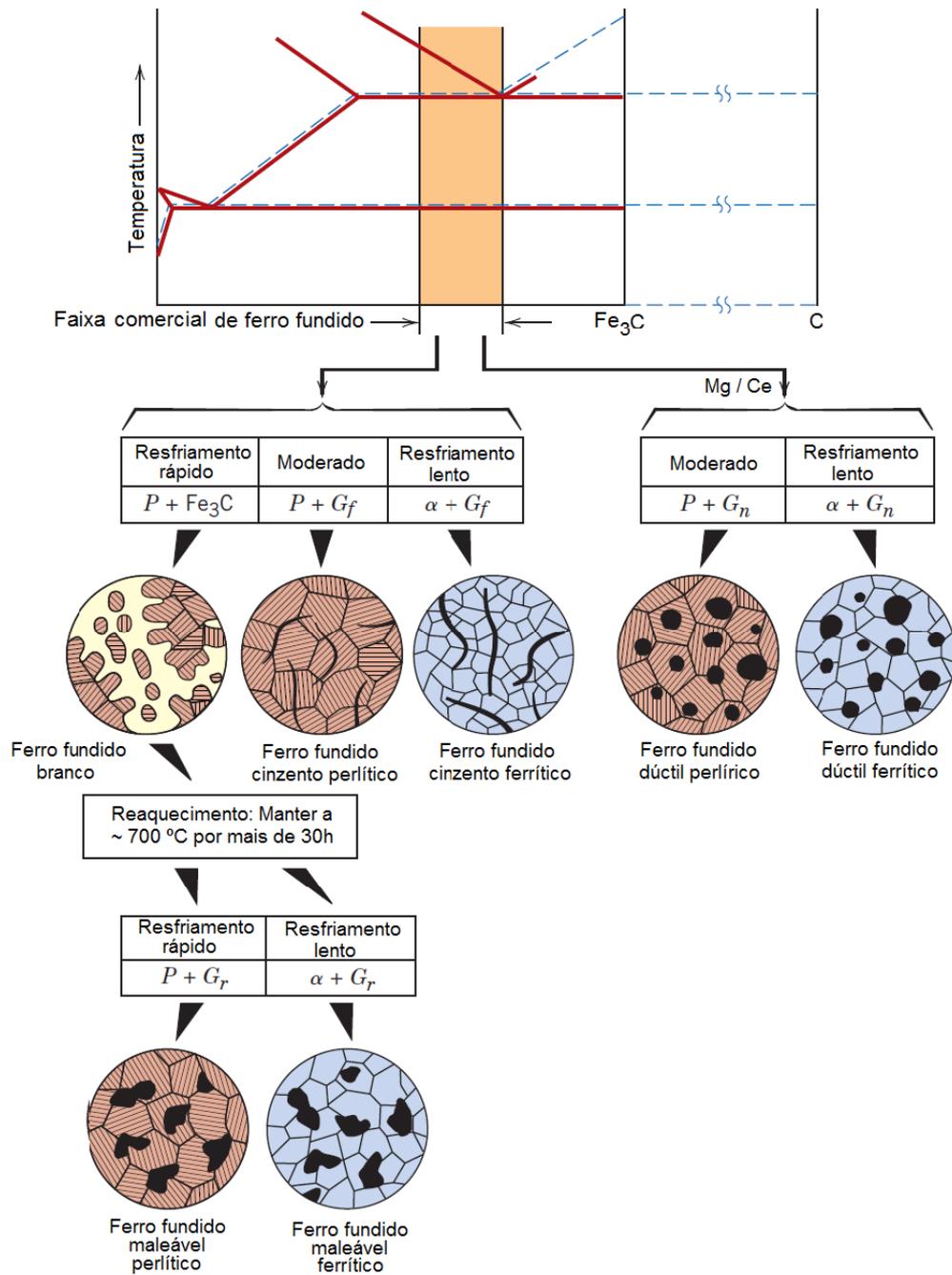
Os elementos químicos que mais influenciam na microestrutura dos ferros fundidos são o carbono e o silício. O carbono determina a quantidade de grafita que pode se formar e o silício é o elemento que tem influência na formação da grafita, determinando o tipo de ferro fundido que será obtido.

A velocidade de resfriamento é um fator afetado pela espessura das peças e pela solidificação no interior dos moldes. Assim, peças de seções variadas podem apresentar diferentes velocidades de resfriamento.

A velocidade de resfriamento influi não só a reação de grafitação, mas também na forma, distribuição, e tamanho dos veios de grafita.

A Figura 4 apresenta uma representação esquemática do diagrama de fases do Fe-C para ferros fundidos comerciais, com as microestruturas derivadas de diversos tipos de tratamento térmico. Velocidades altas produzem veios finos com uma distribuição dendrítica, normalmente indesejável. Velocidades médias resultam em distribuição e tamanhos normais, e velocidades baixas originam veios grossos de grafita (Chiaverini, 2005).

Figura 4– Diagrama de fases do Fe-C para ferros fundidos comerciais ilustrando as microestruturas derivadas de vários tipos de tratamento térmico



Fonte: Callister, 2007

## 2.2.2 Efeito dos elementos químicos na estrutura dos ferros fundidos

A combinação de cada elemento e suas relações conferem as propriedades finais da liga metálica almejadas, em particular as quantidades e as formas como se apresenta o carbono grafítico. Desta forma, é de extrema importância o conhecimento sobre o efeito de

cada um destes elementos sobre a liga em estudo e assim, avaliar o seu comportamento em serviço de maneira precisa e concisa.

**Carbono:** Normalmente o carbono se encontra em teores na faixa de 2,5 a 3,8%. Em circunstâncias em que seu teor é mais elevado, a formação do ferro fundido cinzento é favorecida, ao passo que, com baixos teores, o ferro fundido branco tende a se formar. Nestes, uma vez que aumenta a quantidade de cementita, a dureza se eleva com o percentual de carbono.

**Silício:** Depois do carbono, é o elemento mais expressivo nos ferros fundidos. É responsável pela decomposição da cementita em grafita e ferrita. Assim, para se obter o ferro fundido cinzento adiciona-se este elemento. Com pouco, ou nenhum teor de silício, obtém-se o ferro fundido branco.

**Cromo:** tem como principal utilização, compensar os efeitos grafitizantes do níquel e do silício em algumas classes de ferro fundido, com teores de cromo entre 1,4 e 3,5%. Em certos casos, em que os teores de cromo superam a 7%, tem a finalidade de formar carbonetos, tal como o eutético ( $M_7C_3$ ), constituinte com dureza mais elevada (Gundlach, 1988).

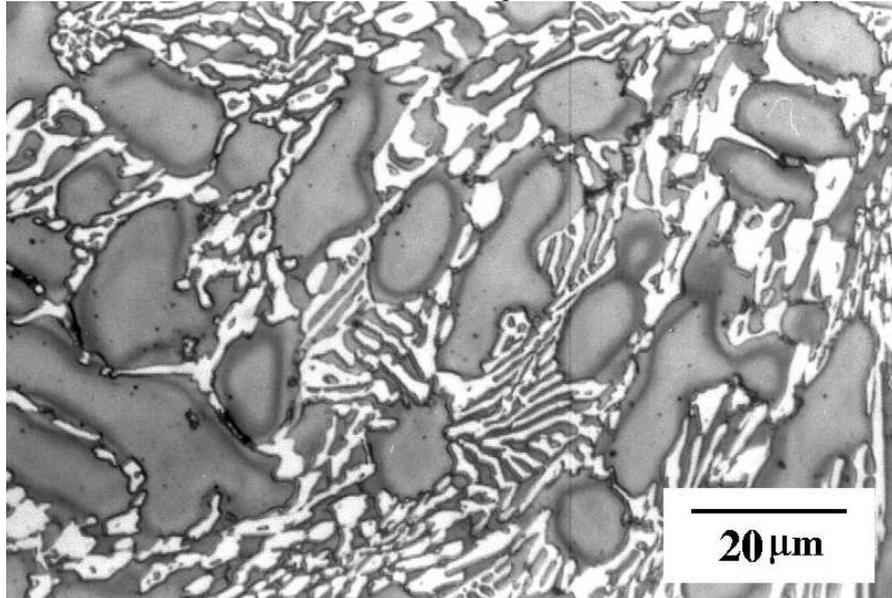
O cromo é geralmente adicionado, quando isolado, até em torno de 30%. Acima deste valor, deve ser conjugado um elemento grafitizante, sobretudo em peças de seções finas, com cantos vivos (Infomet, 2017).

Em condições de desgaste e abrasão, o cromo estabelece uma condição fundamental para o desempenho do ferro fundido branco, produzindo ferros fundidos com um alto percentual de carbonetos no lugar de grafita, numa fase eutética, com abundância de carbono, no decorrer da solidificação. O percentual adicionado forma diferentes carbonetos, que conferem propriedades e comportamentos também diferentes (Davis, 1996).

Com teores entre 12 e 35%, o cromo além de aumentar a resistência à abrasão, confere resistência à corrosão e à oxidação a altas temperaturas. Elementos como o cromo, níquel e molibdênio, são geralmente utilizados isoladamente ou combinados. Um ferro fundido branco resistente ao desgaste é apresentado na Figura 5, com 2,6% de cromo, 2% de níquel e 2% de molibdênio (Doitpoms, 2014).

O molibdênio tem efeito equivalente a um terço do cromo no que diz respeito ao aumento da profundidade de coquilhamento. A resistência da superfície coquilhada à fenômenos de corrosão localizada, lascamento e trincamento devido à temperatura e efeitos semelhantes, pode ser melhorada adicionando-se pequenos teores de molibdênio entre 0,25 e 0,75%.

Figura 5- Micrografia do ferro fundido branco. A fase clara é carboneto de cromo (M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>). Matriz com dendrita de austenita – ataque com villeda.



Fonte: Doitpoms, 2014

Além disso, o molibdênio também endurece e melhora a tenacidade da matriz perlítica. Combinando-se com níquel e/ou cromo, em vez da matriz perlítica, pode-se obter uma estrutura martensítica, melhorando assim a resistência a abrasão. Acrescentando-se 1 a 4% de molibdênio, temos um ganho significativo da resistência à abrasão, nos ferros fundidos brancos com 12 a 18% de cromo, uma vez que é suprimida a matriz perlítica, ainda que com resfriamento lento, que é característica de seções mais espessas (Gundlach, 1988; Chiaverini, 2005).

**Manganês:** Seu efeito tem resultado contrário ao do silício, inibindo a formação da cementita. Com teores elevados, pode-se anular a ação do silício, resultando em ferro fundido branco. Nos ferros fundidos comuns, sua função principal é, entretanto, neutralizar a ação do enxofre. Assim como nos aços, age também como desoxidante (Colpaert, 2008).

**Fósforo:** Quando utilizado com teores normais, tem efeito grafitizante, não desempenhando nenhum papel preponderante. Em teores elevados, age como estabilizador da cementita e pode provocar a fragilização. Todavia, é pretendida sua presença para aumentar a fluidez do metal líquido, permitindo a moldagem de peças com contornos mais evidentes e paredes mais finas. Juntamente com o ferro, o fósforo forma um constituinte designado steadita (Colpaert, 2008).

**Enxofre:** Tem ação semelhante ao manganês. Sob a forma de sulfureto de ferro, confere mais sensibilidade às consequências de um resfriamento rápido. O tipo de grafitização é influenciado por esse componente (Colpaert, 2008).

## 2.3 MECANISMOS DE DESGASTE

A tribologia é a ciência e a tecnologia que concentra os seus estudos no desgaste, no atrito e, por conseguinte, na lubrificação, como forma de reduzir o impacto provocado pelos efeitos do desgaste e atrito em uma determinada superfície. É embasada na mecânica, física, química e ciência dos materiais. Diversos mecanismos envolvem o desgaste e o modo como cada superfície é desgastada, com reações químicas inclusive, podendo vários mecanismos atuar simultaneamente, aumentando assim, a taxa de desgaste (Castro, 2014; Afonso, 2012).

### 2.3.1 Rugosidade superficial

A rugosidade desempenha um importante papel no comportamento de componentes mecânicos, onde a capacidade de deslizamento, resistência ao desgaste, fadiga e o atrito das superfícies, é afetada diretamente pela qualidade das superfícies (Gâmbaro, 2006).

O estado das superfícies pode ser avaliado basicamente por dois critérios: Os critérios físicos, obtidos geralmente por avaliação gráfica, e os critérios estatísticos, obtidos principalmente por análise eletrônica. Nos critérios físicos está relacionado o parâmetro  $R_t$ , que diz respeito à profundidade total ou amplitude total da rugosidade. Por sua vez, nos critérios estatísticos, destacam-se os parâmetros  $R_p$ ,  $R_a$  e o  $R_q$  (Afonso, 2012).

A Tabela 1 apresenta as características de cada parâmetro de medição de rugosidade:

Tabela 1– Definição dos parâmetros de rugosidade

Parâmetro de medição de rugosidade	Breve explicação
$R_p$	Profundidade de aplainamento ou linha média de rugosidade
$R_a$	Amplitude média aritmética em relação à linha média da rugosidade ou de aplainamento
$R_q$	Amplitude média geométrica em relação à linha média da rugosidade ou de aplainamento

Fonte: Afonso, 2012

### 2.3.2 Resistência ao desgaste

O fato de o desgaste não poder ser eliminado, constitui um dos maiores problemas industriais, logo, procura-se minimizar e controlar suas consequências (Linzmayr, 2010).

O desgaste pode ser classificado de três modos aparentes. O primeiro, relacionado ao aparecimento de marcas de desgaste, como corrosão, polimento, lascamento e fricção. Um segundo modo considera os mecanismos físicos que removem o material, por exemplo, a adesão, erosão, oxidação e abrasão. Já o terceiro, é relacionado com as condições que

envolvem situação de desgaste, como o desgaste rolante, desgaste metal-contra-metal desgaste com lubrificação, desgaste sem lubrificação, desgaste por deslizamento e desgaste metálico em altas temperaturas.

A classificação do desgaste deve considerar a maneira segundo a qual o material se danifica, ou perde massa, como resultado de uma ação deteriorante. Assim, pode-se analisar a remoção por diversos pontos de vista: a nível atômico, quando existe um deslocamento de planos cristalinos, e até mesmo com retirada de partículas frente à ação de outros materiais.

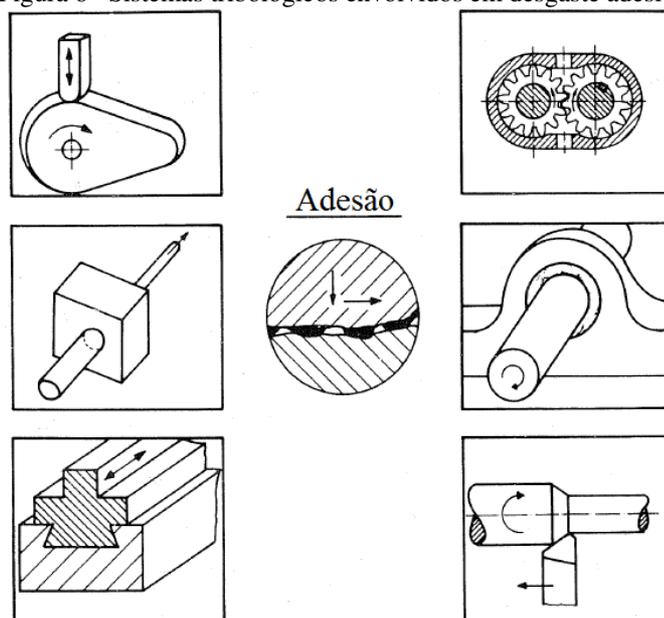
Os mecanismos de desgaste abrangem frequentemente conceitos de deformação plástica, fratura frágil, fadiga e falhas de coesão e adesão em estruturas. Seus principais tipos, dividem-se em quatro formas, que geralmente são identificados avaliando os mecanismos básicos que atuam (Kalpakjian, 1995; Zum Gahr, 1987).

### 2.3.3 Desgaste adesivo

Este tipo de desgaste, ocorre pelo atrito (rolamento ou escorregamento) provocado pelo contato entre superfícies metálicas, proporcionando uma formação adesiva localizada. Ocorrem onde altas pressões de contato entre as asperezas de duas superfícies em deslizamento relativo, produzem deformação plástica, adesão, formação e rompimento de junções e transferência de material entre as superfícies (Hutchings, 1992).

Na Figura 6 são representadas algumas situações de desgaste abrasivo:

Figura 6– Sistemas tribológicos envolvidos em desgaste adesivo



### 2.3.4 Desgaste erosivo

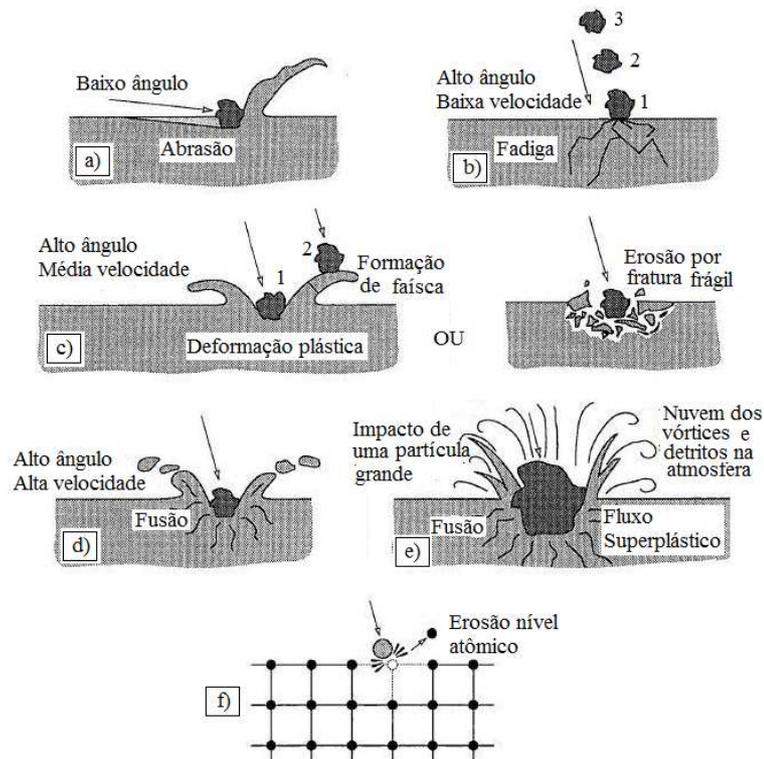
Envolve um número indeterminado de mecanismos de desgaste e é provocado pelo impacto contra componentes mecânicos, de partículas relativamente pequenas, dispersas em fluxo líquido ou gasoso (Pereira, 2010).

Este tipo de desgaste ocorre numa grande variedade de máquinas e, exemplos típicos, são os danos causados por gases em turbinas quando um avião voa através de nuvens de poeira. Outro exemplo, é o desgaste de bombas e tubulações que expõem resíduos minerais provenientes do processamento de metais (Souza, 2011).

Conforme a Figura 7, Stachowiak (2005), identifica seis mecanismos de erosão:

- Erosão em menores ângulos de impacto;
- Fadiga na superfície durante baixa velocidade e maior ângulo de impacto;
- Fratura frágil ou alta deformação plástica durante velocidades médias e maior ângulo de impacto;
- Fundição da superfície durante altas velocidades de impacto;
- Erosão macroscópica com efeitos secundários;
- Degradação do retículo cristalino devido a impacto de átomos.

Figura 7– Potenciais mecanismos de erosão



Fonte: Stachowiak, 2005

### 2.3.5 Desgaste por fadiga superficial

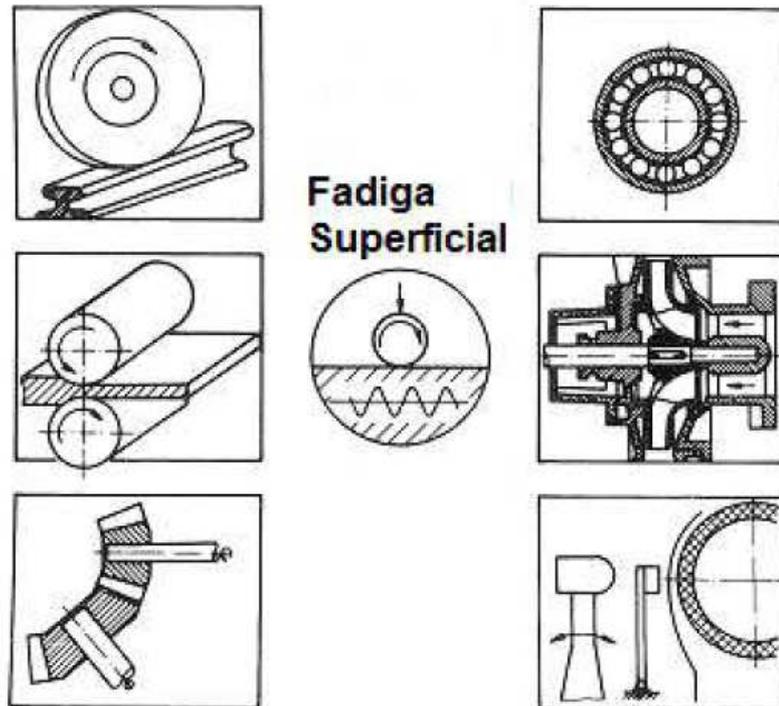
É caracterizado pela formação de trincas e esfoliações do material, que acontece em condições de carregamentos cíclicos. Pode ocorrer em uma escala microscópica como resultado de choques repetitivos por deslizamento de asperezas na superfície de sólidos em movimento relativo.

Neste tipo de desgaste, surgem tensões de contato nas superfícies em contato com rolamento, as quais produzem tensões de cisalhamento. Essas tensões apresentam um valor máximo logo abaixo da superfície. Com o movimento de rolamento, a zona de contato desloca-se, de modo que a tensão de cisalhamento varie de zero a um valor máximo e volta à zero, produzindo tensões cíclicas que podem levar a uma falha por fadiga do material (Dallmann, 2012).

As mais importantes aplicações nas quais ferramentas com alta resistência e dureza e engrenagens estão sujeitas ao desgaste por fadiga estão nos processos de usinagem e forjamento (Pereira, 2010).

A Figura 8 apresenta os sistemas tribológicos que sofrem principalmente de fadiga superficial.

Figura 8– Sistemas tribológicos que sofrem danos por fadiga superficial



### 2.3.6 Desgaste abrasivo

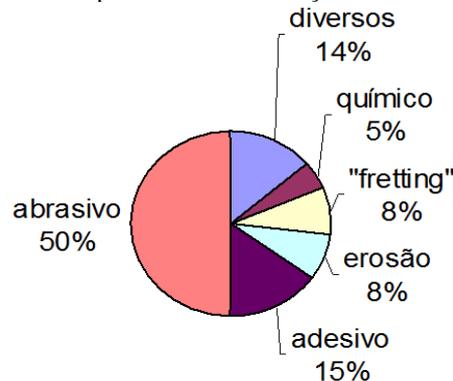
Desgaste que ocorre em função de protuberâncias ou partículas duras forçadas contra e/ou deslocando-se ao longo de uma superfície sólida. Este tipo de desgaste ocorre com partículas tais como óxidos metálicos, detritos metálicos ou pó presentes entre as superfícies de contato. O processo segue, e essas partículas deterioram o material de ambas as superfícies (Tylczak, 1992).

O modo de desgaste abrasivo a dois corpos ocorre quando uma aspereza dura da superfície de contato desliza sobre a superfície de desgaste como uma ferramenta de corte, e é caracterizado pela presença de sulcos ou ranhuras lineares na direção de deslizamento.

No caso do desgaste abrasivo a três corpos, a partícula de desgaste está livre para deslizar ou rolar sobre a região de contato. Sob esta condição, a superfície de desgaste geralmente apresenta uma topografia aleatória, sem o aspecto de direcionalidade (Stachowiak, 2005).

A Figura 9 representa cada um dos principais mecanismos de desgaste e uma estimativa da parcela de contribuição nas perdas de massa verificadas na prática.

Figura 9– Estimativa da parcela de contribuição dos mecanismos de desgaste

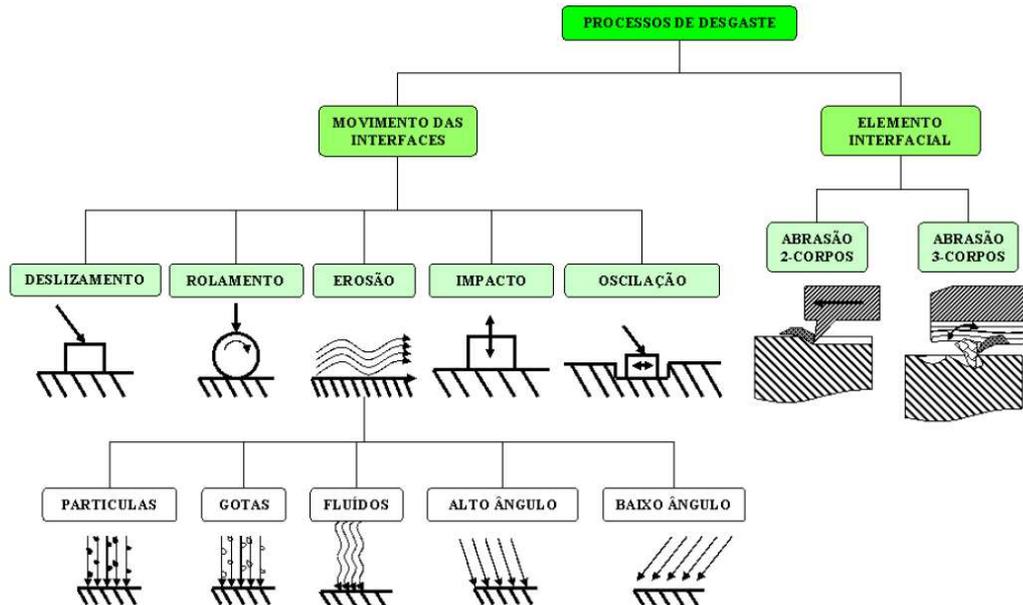


Fonte: Albertin, 2003

Como pode ser observado na Figura 9, fica claro a parcela de ocorrência do desgaste por abrasão, onde o mesmo representa 50% do volume total de perdas de massa constatado na prática. Na indústria da mineração, 40% das perdas são com corpos moedores e 20% com revestimento de moinhos (Albertin, 2003).

A Figura 10 mostra um diagrama esquemático e resumido destes mecanismos (Radi, 2007).

Figura 10– Diagrama dos processos de desgaste em função do elemento interfacial e do tipo de movimento interfacial



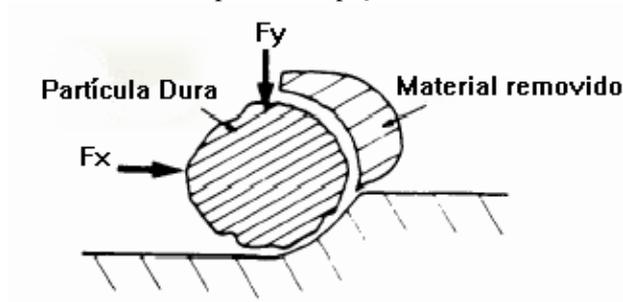
Fonte: Radi, 2007

O desgaste abrasivo ainda pode ser classificado em duas categorias (Tylczak, 1992):

- abrasão sob baixas tensões, ou por riscamento (*rolling*), onde partículas abrasivas estão em contato com a superfície e se deslocam pela superfície de desgaste.
- abrasão sob altas tensões ou *grooving*, ocorre em situações em que as partículas abrasivas estão comprimidas entre duas superfícies e é caracterizado por provocar riscos e impressões na superfície desgastada, pulverização e fratura das partículas abrasivas.

A Figura 11 representa a ação da partícula dura na superfície do material. A oscilação de tensão aplicada pelas forças  $F_x$  e  $F_y$  (forças normal e tangencial atuantes na partícula) define a natureza do mecanismo de desgaste: sob baixa ou alta tensão (Allen, 1996).

Figura 11– Representação do desgaste abrasivo provocado pelo deslocamento de partícula dura na superfície da peça



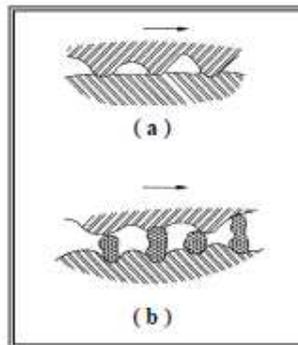
Fonte: Allen, 1996

O desgaste abrasivo é causado por partículas abrasivas e acontece por arrancamento de material, representando um dos principais mecanismos de desgaste nas indústrias. Desta forma, entender os efeitos das variáveis do mecanismo pela taxa de desgaste abrasivo se faz necessário para determinar rotas para produção de máquinas e para escolha de materiais para controle e/ou limitação do desgaste (Hutching, 1992; Miller, 1988).

Nesta classe de desgaste, a perda de massa varia linearmente com a carga aplicada, desde que não haja mudança de mecanismo (Albertin, 2003).

A Figura 12 apresenta duas situações particulares do desgaste abrasivo. Em 12-a, ilustra uma situação denominada desgaste abrasivo a dois corpos onde ocorre desgaste devido a um contato entre duas superfícies com certa rugosidade, e na condição (b), ocorre o efeito de desgaste abrasivo conhecido como desgaste a três corpos, que ocorre a partir de partículas entre duas superfícies. Em ambos os casos, a pressão exercida é fator fundamental no entendimento deste desgaste (Hutching, 1992).

Figura 12– Simulações de desgaste abrasivo: a - Desgaste a dois corpos. b - Desgaste a três corpos



Fonte: Hutching, 1992

Trezona *et al.*, (1999), propõe que os termos "desgaste abrasivo a dois corpos" e "desgaste abrasivo a três corpos" sejam substituídos para "desgaste abrasivo por deslizamento da partícula" (*grooving*) e "desgaste abrasivo por rolamento da partícula" (*rolling*), respectivamente.

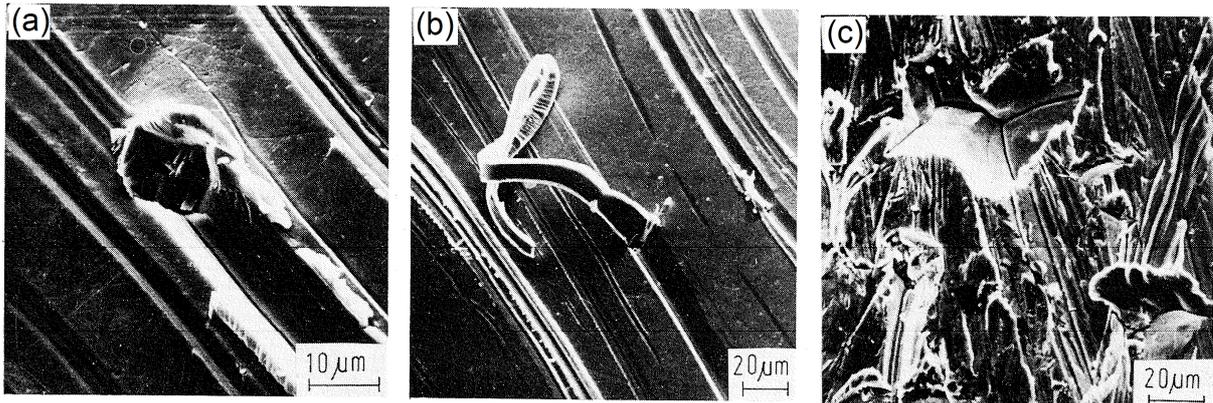
No primeiro caso, a partícula abrasiva estaria em contato com a superfície desgastada ao longo de todo o processo. No segundo, a partícula, em contato com a superfície desgastada muda constantemente, sendo caracterizada por grandes deformações, múltiplas impressões e pouca direcionalidade.

Os mecanismos envolvidos na abrasão podem ser descritos em modos distintos de deformação: microsulcamento (o material deformado escoia sob a partícula - não há remoção de material da superfície), microcorte (a remoção ocorre em forma de cavacos), e uma

situação intermediária, onde ocorre a formação de proa (pequena formação de material) (Hutchings, 1992).

A Figura 13 apresenta os mecanismos de (a) microsulcamento, (b) formação de proa e (c) microcorte observados em microscopia eletrônica de varredura (Zum Gahr, 1987).

Figura 13– Mecanismos de desgaste observados em microscopia eletrônica de varredura: (a) microsulcamento, (b) formação de proa e (c) microcorte



Fonte: Zum Gahr, 1987

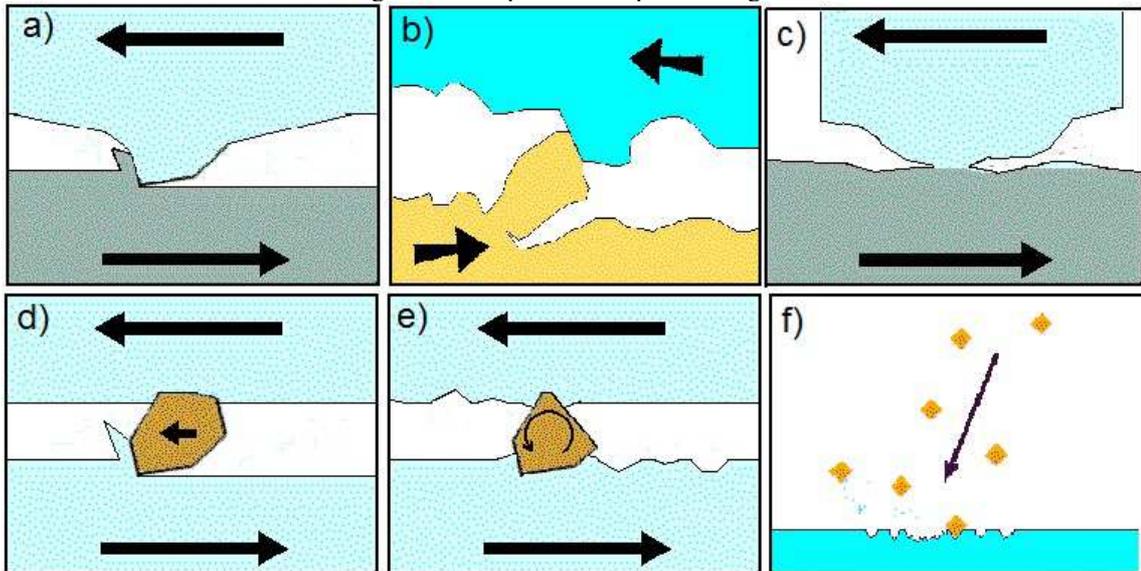
Quando abrasivos, com dureza superior à da matriz e inferior à dos carbonetos, entram em contato com o metal, a expansão da fração volumétrica dos carbonetos provoca o aumento da resistência ao desgaste, independente da liga. Os parâmetros metalúrgicos mais expressivos para aços expostos ao desgaste abrasivo são os parâmetros microestruturais, como o tipo de matriz e fases dispersas, a dureza, a temperatura de trabalho, e a quantidade de carbonetos (Spuzic *et al.*, 1999).

Na Figura 14, é representada esquematicamente os seis principais tipos de desgaste encontrados no meio industrial:

- a) Desgaste abrasivo por arestas cortantes;
- b) Desgaste abrasivo onde a presença de um abrasivo se desloca num dos sentidos do deslizamento das superfícies;
- c) Desgaste abrasivo onde arestas cortantes existentes nas superfícies que deslizam entre si;
- d) Desgaste abrasivo em presença de um abrasivo que se encontra em rotação em um dos sentidos do deslizamento das superfícies;
- e) Desgaste adesivo;
- f) Desgaste por erosão

(Barbosa, 2008, p.5)

Figura 14– Esquemas de tipos de desgaste



Fonte: Adaptado de Barbosa 2008

### 2.3.7 Relação entre dureza e desgaste por abrasão

A alta resistência à abrasão dos ferros fundidos brancos é resultado de sua microestrutura. Em escala macroscópica, grande parte dos processos de abrasão pode ser relatada como uma ação de corte análogo a uma execução de usinagem, onde o grão do abrasivo penetra na superfície do metal gerando pequenos cavacos. Sendo, evidentemente, fundamental que o material em uso tenha uma dureza menor o grão do abrasivo (Casteletti, 1994 *apud* Israel, 2005)<sup>1</sup>.

A efetividade dos carbonetos associada à resistência ao desgaste deriva de sua dureza, considerando-se também, para aplicação com peças com elevada resistência ao desgaste, a distribuição e a quantidade das fases duras (Vatavuk, 2003).

O Quartzo, por exemplo, que é o principal constituinte dos minerais abrasivos tem dureza superior a maioria das ligas ferrosas, em torno de 900 a 1280 HV, podendo desgastá-las com facilidade.

Os carbonetos de cromo, presentes nos ferros fundidos alto cromo, são mais duros que o quartzo e, por sua vez, maior resistência ao desgaste por abrasão. Os carbonetos com dureza maior que os de cromo, têm seu uso limitado pelos custos mais elevados (Casteletti, 1994).

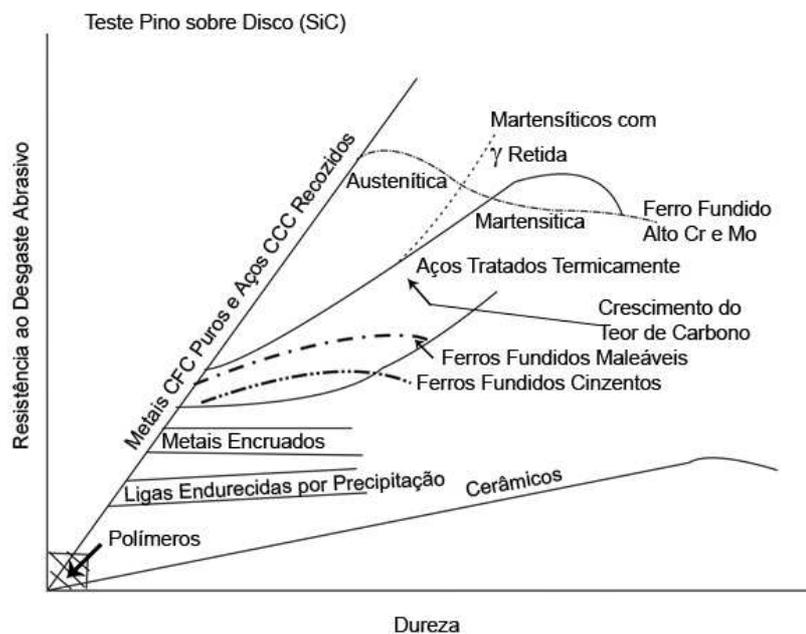
<sup>1</sup> CASTELETTI, L. C.; MARTINS, M. Desempenho de ferros fundidos resistentes à abrasão conforme os tipos de carbonetos presentes. In: Simpósio de Metalurgia Física. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM. São Paulo, SP. Anais. p. 722-726. Ago. 1994. *apud* Israel.

Para efeito de comparação, a matriz ferrítica tem dureza por volta de 200 HV, a matriz perlítica cerca de 350 HV e a matriz martensítica pode chegar a 450 HV, enquanto que o carboneto  $M_7C_3$  alcança a faixa de 1200 a 1600 HV.

### 2.3.8 Desgaste abrasivo em ferro fundido alto cromo

A dureza é geralmente considerada uma importante propriedade para aplicações que requeiram elevada resistência à abrasão. Entretanto, esta analogia entre dureza e resistência à abrasão é verificada somente para materiais monofásicos e alguns tipos de aços, uma vez que, para estruturas polifásicas, como os aços e os ferros fundidos ligados, os fatores determinantes são, por exemplo, a microestrutura e o teor de carbono, como mostra a Figura 15 (Zum Gahr, 1980).

Figura 15– Resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais no ensaio pino sobre disco em função da dureza



Fonte: Zum Gahr, 1980

Para um mesmo valor de dureza, podem existir grandes diferenças na resistência à abrasão. A resistência ao desgaste dos ferros fundidos e dos aços pode diminuir com o aumento excessivo da dureza. Nestes casos, deve ser considerada a propriedade de tenacidade à fratura (Zum Gahr, 1980).

Em função do teor de cromo presente e da secção em que é realizada a medição, o carboneto  $M_7C_3$  pode apresentar uma variação na dureza. Aumentando esta propriedade da

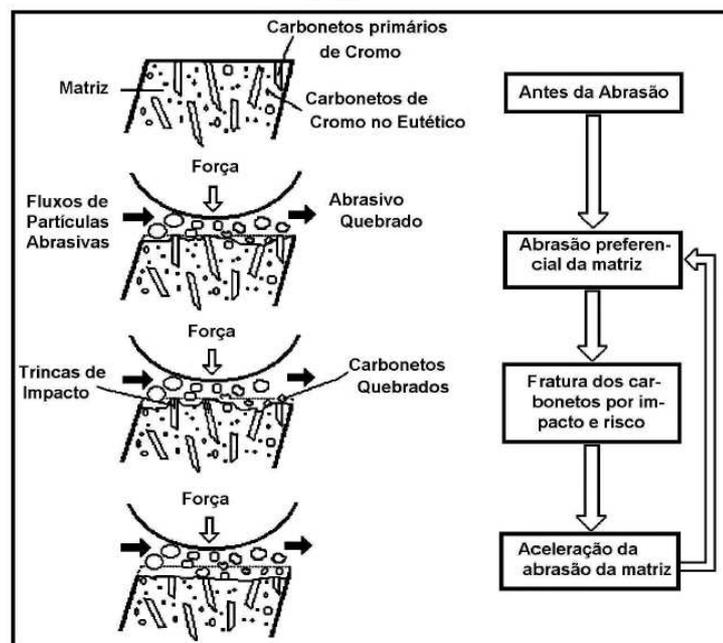
liga e, em contrapartida, lhe conferindo um comportamento frágil. Consegue-se elevar a resistência ao desgaste com o aumento destes carbonetos, ou seja, aumentando o teor de carbono.

Os carbonetos de cromo do tipo  $M_7C_3$  tem uma função importante na resistência ao desgaste abrasivo devido à sua ação como barreira ao corte e ao sulcamento provocado pelas partículas abrasivas (Buchely *et al.*, 2005).

Já a tenacidade é favorecida com a diminuição do teor de carbono, pelo aumento da matriz metálica (Barbosa, 2008; Santos, 2009).

O processo de desgaste abrasivo, em ligas ferrosas de alto cromo, envolve o lascamento ou microtrincamento de carbonetos de cromo superficiais. As partículas abrasivas colidem-se contra a superfície do revestimento, agindo preferencialmente sobre a matriz metálica de menor dureza, ocasionando assim, o desgaste da mesma. Os carbonetos de cromo da matriz desgastada ficam expostos na superfície deixando-os menos resistentes às tensões externas de impacto das partículas abrasivas e, desta forma, levando à trinca. Posteriormente, estes carbonetos fraturam-se e são excluídos da superfície do revestimento. O processo é repetitivo e promove o desgaste acelerado do revestimento. Este processo de desgaste abrasivo é representado na Figura 16 (Fujimura *et al.*, 1988 *apud* Corrêa, 2005)<sup>2</sup>.

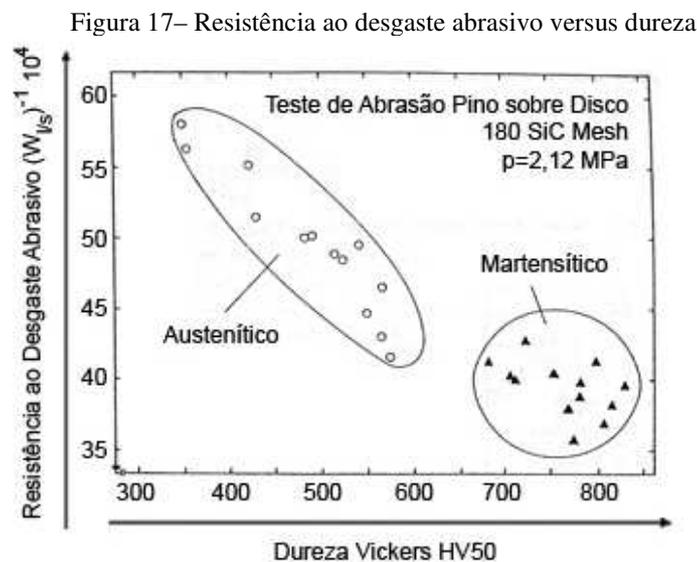
Figura 16– Representação esquemática do processo de desgaste abrasivo de ligas ferrosas alto cromo



Fonte: Fujimura *et al.*, 1988 *apud* Corrêa 2005

<sup>2</sup> FUJIMURA, H. *et al.* Development of hard overlay welding for high wear resistance. Mitsubishi Heavy Industries Ltda. Report, July, 1988. 16p. *apud* Corrêa.

A Figura 17 apresenta uma relação entre os ferros fundidos brancos austeníticos (em bruto de fusão e revenido por 2 horas a 200 °C) e martensíticos (em bruto de fusão e recozido por 5 horas a 900 °C, temperado ao ar, duplamente refrigerado a -70 °C e revenido por 2 horas a 200 °C), com volume de carbonetos entre 7 e 45% no ensaio "pino sobre disco" (SiC de 180 mesh), expostos a uma pressão de 2.12 MPa (Zum Gahr, 1980). Fica evidente que a dureza não representa necessariamente a resistência à abrasão de ferros fundidos brancos sob estas condições de ensaio, uma vez que, a resistência à abrasão diminui, com o aumento da dureza, nos ferros fundidos brancos austeníticos, em função do aumento da quantidade de austenita no instante em que o volume de carboneto foi reduzido, assim, a resistência à abrasão dos martensíticos depende da tenacidade à fratura (Zum Gahr, 1980).



Fonte: Zum Gahr, 1980

Nos aços ferramenta, o volume de carbonetos pode atingir 18%, enquanto que nos ferros fundidos brancos alto cromo pode chegar a até 45%. A dureza destes carbonetos pode alcançar três ou quatro vezes a dureza dos compostos intermetálicos (Zum Gahr, 1980).

#### 2.4 ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO

A comparação entre resultados experimentais obtidos em trabalhos de pesquisa de resistência ao desgaste, exige cuidados devido ao difícil controle de alguns fatores do ensaio e à variação dos métodos de execução. Ainda não foi viabilizado a determinação de um único ensaio universal para a simulação das condições de desgaste, principalmente pela

complexidade do desgaste abrasivo. Mas existem muitos ensaios idealizados e desenvolvidos para esta simulação e muitos destes são normatizados e possuem rígidos procedimentos para a sua execução (Ribeiro, 2004).

Deste modo, foram idealizados muitos ensaios para a simulação das condições de desgaste.

#### 2.4.1 Ensaio de abrasão por goivagem

Um dos ensaios mais difíceis de analisar. É utilizado um britador de mandíbulas para simular este tipo de abrasão, e é avaliado usando-se uma das mandíbulas como padrão e compara-se a perda de peso da outra mandíbula que foi analisada (Ribeiro, 2004).

A Figura 18 ilustra a condição de análise no britador de mandíbulas.

Figura 18– Representação esquemática de um britador de mandíbulas para o ensaio de abrasão por goivagem



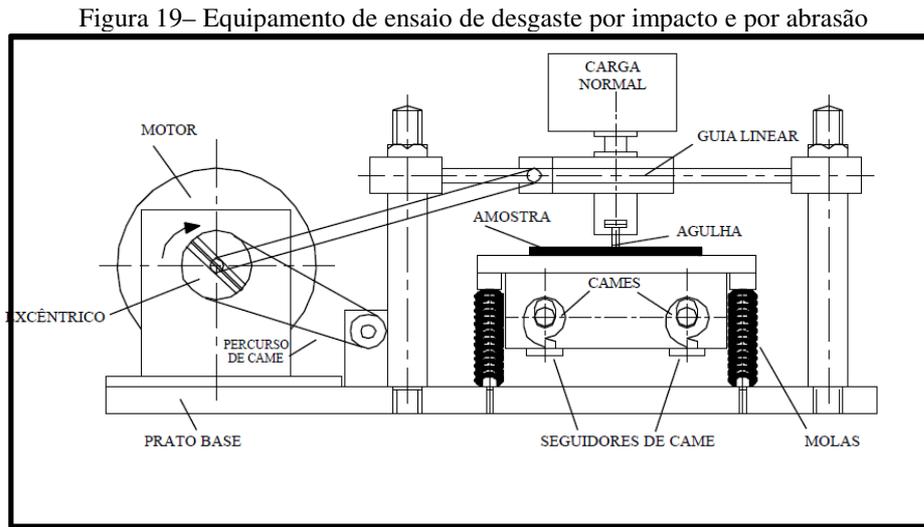
Fonte: Noble, 1984

#### 2.4.2 Ensaio de abrasão e impacto

Outro método que simula as condições industriais, é o ensaio de abrasão combinado com impacto. No equipamento utilizado neste ensaio, o corpo de prova fica fixo junto à mesa de trabalho, que por sua vez, é posicionada à base, presa em quatro pilares por guias deslizantes. Durante os ensaios de impacto, a mesa move-se verticalmente nos portes de guia, através de cames, forçando a amostra contra o dispositivo abrasivo, preso acima do corpo de prova. Para os ensaios de abrasão, o dispositivo abrasivo é movimentado horizontalmente sobre a amostra por meio de um ajustador excêntrico. Tanto o impacto, quanto as condições de abrasão, são dirigidas pelo mesmo motor.

Este equipamento permite o impacto a qualquer ponto ao longo da posta abrasada. Os resultados obtidos, mostram os efeitos de impacto e abrasão com diferentes velocidades. Também tem a vantagem de comparar estes dois mecanismos de desgaste de forma independente (Ribeiro, 2004).

A Figura 19 apresenta o esquema do aparato para o ensaio de abrasão e impacto.



Fonte: Ribeiro, 2004

### 2.4.3 Ensaio de abrasão a alta tensão

O equipamento mais utilizado é o pino sobre disco, que consiste basicamente em um pino composto por uma esfera e um suporte para a mesma, sendo a esfera, um dos materiais envolvidos diretamente no processo de desgaste, já que é esta que vai estar em contato com o disco.

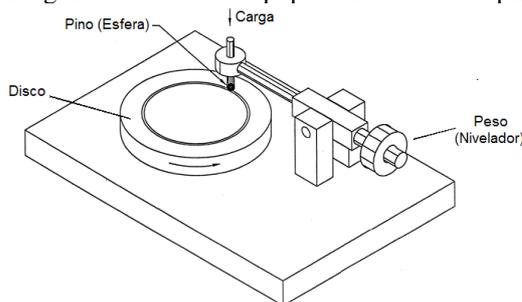
O conjunto é colocado num braço de suporte que é posicionado perpendicularmente ao disco, que normalmente tem a forma circular e é revestido de tecido ou papel com abrasivo, parafusado em um prato de suporte. Durante o ensaio, uma das partes permanece imóvel enquanto a outra gira em torno do centro do disco, provocando a formação de uma pista circular no disco. Este tipo de ensaio, além de caracterizar o material, também permite a comparação entre os dois (Afonso, 2012).

Abrasivos livres podem ser adicionados ao sistema, ou podem ser gerados durante o ensaio, causando abrasão a três corpos.

Os parâmetros do ensaio de desgaste de pino sobre disco, assim como os meios de se alcançar os melhores resultados são previstos pela norma ASTM G99-05.

A Figura 20 apresenta o esquema do dispositivo de pino sobre disco.

Figura 20– Imagem ilustrativa do equipamento de ensaio pino sobre disco



Fonte: Blau, 1999

#### 2.4.4 Ensaio de desgaste tipo roda de borracha

Este tipo de ensaio também é bastante comum e baseia-se em pressionar uma amostra com uma superfície plana com a forma de placa ou bloco com uma carga constante contra a superfície de um disco recoberto de borracha, que ao girar, provoca o desgaste no corpo de prova. O ensaio da roda de borracha é padronizado pela ASTM G65-00 (ASTM 2000) e, conceitua usualmente como um sistema a três corpos, contudo, em função dos abrasivos que podem se incrustar na borracha, pode adquirir a configuração a dois corpos, após penetrar na interface entre o corpo-de-prova e a roda (Dallmann, 2012).

Este mecanismo permite realizar ensaios a úmido ou a seco, com alta confiabilidade de resultados, sendo utilizado tradicionalmente na indústria de mineração para classificar tribologicamente os materiais (Villabón, 2006).

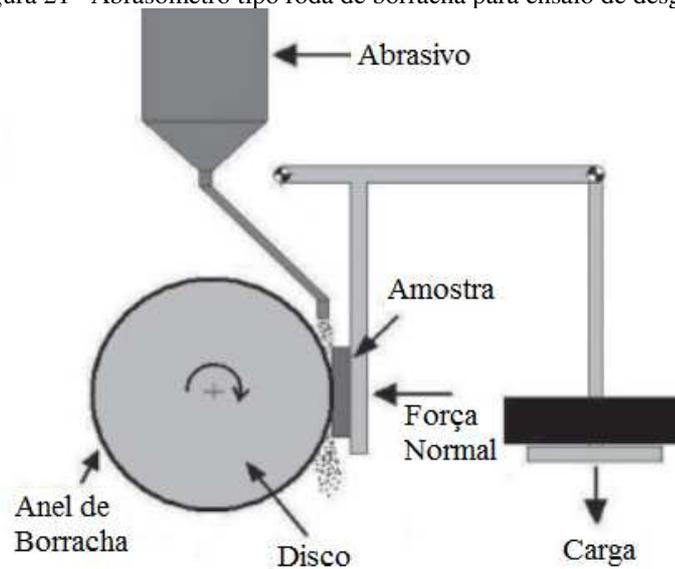
O ensaio é executado, comprimindo-se uma amostra do material a ser estudado por meio de um braço de alavanca com peso estabelecido, contra a roda de borracha com dureza de 60 Shore-A, provocando o riscamento. Ao passo que, um fluxo de areia de tamanho de grão e composição controlada, esmerilha a superfície do corpo de prova, a uma vazão de 300 a 400 g/min. Em função da perda de volume da amostra, obtém-se a resistência ao desgaste abrasivo (Tchiptschin, 1990 *apud* Beraldo, 2011)<sup>3</sup>.

Para possibilitar a comparação entre metais diferentes, torna-se necessário converter o decréscimo de massa para decréscimo de volume em milímetros cúbicos, em função da diferença de densidade dos metais.

A Figura 21, adaptada do trabalho de Lima & Ferraresi (2006), exemplifica o funcionamento de um abrasômetro tipo roda de borracha.

<sup>3</sup> TCCHIPTSCHIN, A. P.; SINATORA, A. Comportamento em desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo revenidos contendo vanádio. Anais do 45º Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro (1990). p. 19-31. *apud* Beraldo.

Figura 21– Abrasômetro tipo roda de borracha para ensaio de desgaste



Fonte: Lima &amp; Ferraresi, 2006

#### 2.4.5 Procedimento recomendado pela norma ASTM G65

A norma estabelece as características construtivas do equipamento, definindo o disco como um aro de borracha, de dureza definida, moldado sobre a superfície curva de um disco de aço. A largura e a espessura da borracha devem ser de 12,7 mm ( $\frac{1}{2}$ " ) e o diâmetro total de 228,6 mm. O disco ou a roda gira com uma rotação constante de 200 rpm, com variação permitida de  $\pm 10$  rpm, e um fluxo de abrasivo é direcionado entre a face da roda e da amostra, com vazão compreendida numa faixa entre 300 e 400 g/min (Dallmann, 2012).

Na Tabela 2 são apresentados os cinco procedimentos recomendados para detalhar o grau de resistência ao desgaste do material a ser ensaiado conforme amostra.

Tabela 2– Parâmetros de ensaio para roda de borracha de areia seca sílica

Especificação do Procedimento	Força Contra o Corpo de Prova, N (lb)	Rotações da Roda	Distância de Deslizamento m	(ft)
A	130 (30)	6000	4309	(14 138)
B	130 (30)	2000	1436	(4 711)
C	130 (30)	100	71.8	(236)
D	45 (10.1)	6000	4309	(14 138)
E	130 (30)	1000	718	(2 360)

N = Newton (Unidade de força no SI)

1 lbf = 4.44822 N

1 kgf = 9.806650 N

Tolerância de força:  $\pm 3\%$ 

Fonte: ASTM G65-00

Procedimento "A": Ensaio relativamente severo, que inclui materiais de baixa a extrema resistência abrasiva.

Procedimento "B": consiste numa pequena variante do procedimento "A". Utiliza-se quando a perda do volume obtido pelo procedimento "A" for superior a  $100 \text{ mm}^3$ , é utilizado para materiais de média e baixa resistência abrasiva.

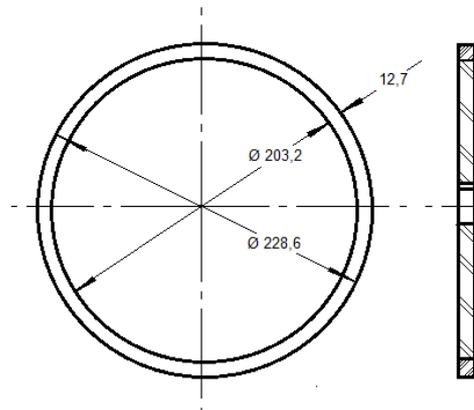
Procedimento "C": Também é muito semelhante ao procedimento "A", é usado em camadas muito finas.

Procedimento "D": É usado em materiais de baixa resistência abrasiva, uma vez que a força atuante sobre o corpo de prova é bem menor.

Procedimento "E": Tem pouca variação do procedimento "B", é indicado para materiais com baixa ou média resistência abrasiva.

A Figura 22 mostra as dimensões da roda de borracha.

Figura 22– Dimensões da roda de borracha de acordo com a norma G65-00



Fonte: Adaptado de ASTM G65-00

O abrasivo recomendado pela norma ASTM G-65 é uma areia de sílica de classificação AFS 50/70. O abrasivo deve ser classificado através de peneiras, e a norma estabelece uma porcentagem máxima de 5% de retenção na peneira 50 e mínima de 95% para a peneira 70 (Gonçalves, 2017).

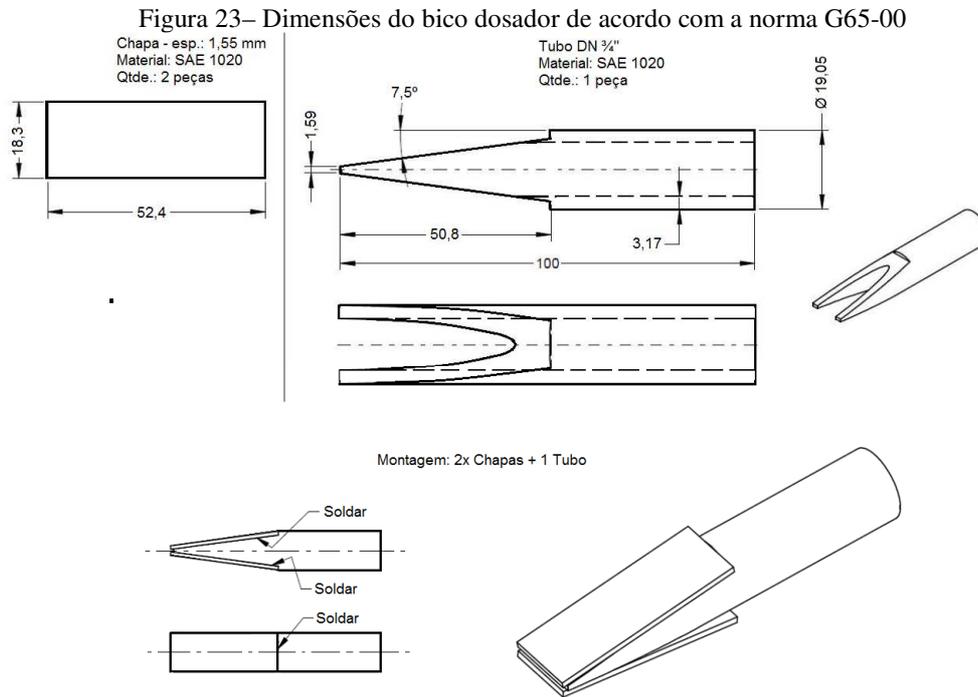
A Tabela 3 indica o tamanho recomendado dos abrasivos de sílica.

Tabela 3– Tamanho dos abrasivos recomendados

Tamanho da Peneira	Abertura
40	425 $\mu\text{m}$ (0.0165 in.)
50	300 $\mu\text{m}$ (0.0117 in.)
70	212 $\mu\text{m}$ (0.0083 in.)
100	150 $\mu\text{m}$ (0.0059 in.)

Fonte: ASTM G65-00

A Figura 23 traz as dimensões do bico dosador:

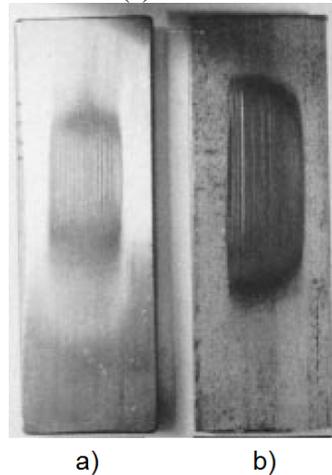


Fonte: Adaptado de Dallmann 2012

Uma inspeção visual na amostra após o ensaio deve observar uma marca de desgaste uniforme e centralizada. Na Figura 24-a e Figura 24-b estão mostradas amostra desgastadas de maneira uniforme e não uniforme, respectivamente.

Numa situação de desgaste não uniforme da amostra, as condições de alinhamento entre a face da amostra e a face da roda de borracha devem ser revisadas (Gonçalves, 2017).

Figura 24– Marcas de desgaste uniforme (a) e não uniforme (b) deixadas pela roda de borracha



Fonte: ASTM G65-00

## 2.5 FERRO FUNDIDO BRANCO ALTO CROMO

Os FFBAC são amplamente utilizados na indústria, especialmente no campo da mineração, devido à sua elevada resistência ao desgaste. Essa propriedade de elevada resistência ao desgaste deve-se à combinação de uma fase dura (eutético de carbonetos) dentro da matriz ferrosa. Em geral, a matriz martensítica é obtida por tratamento térmico, que proporciona resistência à abrasão e suporte aos carbonetos. Em contrapartida, os FFBAC apresentam baixa resistência ao impacto. Por este motivo, são usados somente em componentes para aplicações que não demandam elevadas energias de impacto (Penagos, 2016).

No caso do ferro fundido branco alto cromo (FFBAC), assim como na maioria dos materiais resistentes à abrasão, existe uma relação entre dureza e resistência ao desgaste e com a modificação da composição química e o tratamento térmico, pode-se ajustar as propriedades do ferro fundido para se obter as propriedades adequadas à aplicações em situações abrasivas (Kopycinski, 2014).

Nessa classe de material, caracterizado pela fratura completamente branca e uma dureza relativamente alta que pode atingir 400 a 600 HV, consequência de uma média dos carbonetos (900 a 1200 HV) e da perlita (200 a 300 HV), o carbono apresenta-se quase que completamente na forma combinada de carboneto de ferro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). A sua alta dureza é resultado de grandes quantidades de carbonetos primários ou eutéticos, ou ambos, em sua microestrutura. Com teores de cromo elevados, formam carbonetos do tipo  $\text{M}_7\text{C}_3$ , que são mais compactos que o  $\text{Fe}_3\text{C}$  da ledeburita e frequentemente descontínuos, resultando em maior tenacidade do material. São ligas que geralmente são produzidas com composição hipoeutética. A formação de grafita na solidificação também é evitada pelo cromo, além de garantir a estabilidade do carboneto. Em bruto de fusão, os FFBAC, podem apresentar microestruturalmente uma matriz austenítica ou austenítica-martensítica (Metals Handbook 1991; Israel, 2005).

Os ferros fundidos brancos com baixa liga possuem um percentual de carbono na faixa de 2,4 a 3,4% e até 2% em cromo. No estado bruto de fusão, sua dureza alcança valores em torno de 350 HV. Com a elevação do teor de cromo (até 10%), é possível aumentar o conteúdo de carbono e, deste modo, gerar maiores quantidades de carbonetos. Adicionando-se níquel e com um tratamento térmico adequado, pode-se produzir uma estrutura martensítica em substituição à estrutura de matriz perlítica (Eyre, 1988).

Em situações que são requisitadas a resistência à abrasão e resistência à corrosão, os ferros fundidos brancos com teor de 28% de cromo podem ser usados, entretanto, em função do aumento do percentual de carbono, uma atenuação da resistência ao impacto é promovida. Assim, para se obter a melhor combinação de propriedades, é importante o equilíbrio da composição química, para aplicações distintas. Quando estes ferros fundidos são tratados termicamente, desenvolvem uma dureza máxima de até 700 HV aproximadamente (Eyre, 1988).

A faixa de composição que obtém a melhor combinação de dureza e resistência à abrasão, possui teor de cromo entre 11 e 23% (Abdel-Aziz, 2017), faixa onde se enquadra a liga em estudo. Nas ligas com teores menores que 12%, há a possibilidade de formação de um volume maior de cementita em detrimento aos carbonetos de cromo, principais responsáveis pela qualidade de resistência à abrasão. Entretanto, com carbono restringido à composição eutética e teores de cromo superiores a 22%, maior parte desse carbono fica combinado com o cromo, devido a fatores termodinâmicos, resultando em uma matriz empobrecida de carbono e uma dureza inferior nessa região. Para condições de desgaste por abrasão, os melhores resultados são conseguidos com a matriz martensítica. Essas estruturas devem ser produzidas através de tratamento térmico para se obter a máxima dureza e resistência à abrasão. (Chiaverini, 2005; Röhrig 1974 *apud* Israel, 2005)<sup>4</sup>.

Os carbonetos encontrados no FFBAC têm elevada dureza e resistência ao desgaste, no entanto, são muito frágeis. Em geral, a resistência ao desgaste é melhorada com o aumento da quantidade de carbonetos, ao passo que, a tenacidade, é favorecida com o aumento da proporção da matriz metálica. Elementos de liga suficientes devem estar contidos na liga para evitar a formação de perlita após o resfriamento (Gundlach, 1988).

A solidificação dos ferros fundidos brancos pode ocorrer sob uma reação estável ou metaestável, sendo esta situação condicionada ao potencial de nucleação do banho metálico, da taxa de arrefecimento e da composição química. Dependendo do potencial de nucleação e da composição química, o potencial de grafitação de um ferro pode ser baixo ou elevado, desta forma, quando o potencial de grafitação for elevado, o carbono apresenta-se sob a forma de grafite, solidificando na condição estável; contudo, caso seja baixo, a fase rica em carbono se encontrará combinada, sob a forma de carbonetos, solidificando na condição metaestável. Assim, as propriedades mecânicas dos ferros fundidos são influenciadas pela

---

<sup>4</sup> RÖHRIG, K. Abrasion-Resistance high chromium white cast irons. Foundry Trade J., p. 685-698, May 1974. *apud* Israel.

forma com que o carbono se apresenta na microestrutura (Davis, 1996; Smith, 1990 *apud* Afonso, 2012)<sup>5</sup>.

A ductilidade destes materiais pode ser considerada praticamente nula. De qualquer modo, o limite de resistência à tração dos materiais do tipo perlíticos, pode variar de cerca de 206 MPa (21 kgf/mm<sup>2</sup>), para as classes de alto carbono, e 412 MPa (42 kgf/mm<sup>2</sup>), para os materiais com baixo teor de carbono. Para as ligas martensíticas, esses valores variam de 412 MPa a 549 MPa (42 a 56 kgf/mm<sup>2</sup>) no caso dos ferros martensíticos de alto cromo, com carbonetos M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, em contrapartida, os ferros martensíticos com carbonetos do tipo M<sub>3</sub>C, podem apresentar valores variáveis entre 343 a 412 MPa (35 a 42 kgf/mm<sup>2</sup>) (Abdel-Aziz, 2017).

### 2.5.1 Classificação dos ferros fundidos alto cromo

Os ferros fundidos brancos de alta liga se dividem em dois grupos:

- Ferro branco níquel-cromo: conhecidos também como Ni-Hard, são ligas com baixo teor de cromo, compreendido entre 1 e 4%, e o níquel na faixa de 3 a 5%;
- Ferro cromo-molibdênio: frequentemente o molibdênio, níquel ou cobre, é adicionado à liga para prevenir a formação da perlita. Possui teores de cromo entre 11 e 23%, e até 3,5% de molibdênio. Representam os ferros fundidos brancos de maior dureza.

Existe ainda, um terceiro grupo de ferros fundidos brancos com teores de cromo compreendidos entre 25 e 28% e que podem conter molibdênio e ou níquel em até 1,5%. Considera-se a classe mais antiga de ferro fundido alto cromo, com registro de patente por volta de 1917. Para esta classe, consegue-se prevenir a formação de perlita, ligando com cobre e níquel em até 1%. Ainda que não alcance dureza tão alta quanto o ferro cromo-molibdênio, quando a resistência à corrosão for requisitada, estas ligas são aplicadas (Gundlach, 1998).

A composição química base dos ferros fundidos brancos resistentes ao desgaste obedece à norma ASTM A532, representada na Tabela 4. Entretanto, é possível encontrar outros ferros brancos com composições distintas, observando uma aplicação específica. Dessa maneira, para que as características desejadas de cada ferro fundido branco sejam adequadas a cada aplicação, orienta-se que todo o procedimento de produção esteja em perfeita sintonia,

---

<sup>5</sup> SMITH, W.F. Principles of materials science and engineering. McGraw-Hill, Inc., 1990 *apud* Israel.

desenvolvendo cada liga para uma aplicação específica, não se resumindo às composições químicas e tratamentos térmicos expostos na norma (Davis, 1996).

Tabela 4– Classificação das ligas de ferro fundido branco

Classe	Tipo	Designação	Carbono	Manganês	Silício	Níquel	Cromo	Molibdênio	Cobre	Fósforo	Enxofre
I	A	Ni-Cr-Hc	2,8–3,6	2,0 max	0,8 max	3,3–5,0	1,4–4,0	1,0 max	...	0,3 max	0,15 max
I	B	Ni-Cr-Lc	2,4–3,0	2,0 max	0,8 max	3,3–5,0	1,4–4,0	1,0 max	...	0,3 max	0,15 max
I	C	Ni-Cr-GB	2,5–3,7	2,0 max	0,8 max	4,0 max	1,0–2,5	1,0 max	...	0,3 max	0,15 max
I	D	Ni-HiCr	2,5–3,6	2,0 max	2,0 max	4,5–7,0	7,0–11,0	1,5 max	...	0,10 max	0,15 max
II	A	12 % Cr	2,0–3,3	2,0 max	1,5 max	2,5 max	11,0–14,0	3,0 max	1,2 max	0,10 max	0,06 max
II	B	15 % Cr-Mo	2,0–3,3	2,0 max	1,5 max	2,5 max	14,0–18,0	3,0 max	1,2 max	0,10 max	0,06 max
II	D	20 % Cr-Mo	2,0–3,3	2,0 max	1,0–2,2	2,5 max	18,0–23,0	3,0 max	1,2 max	0,10 max	0,06 max
III	A	25 % Cr	2,0–3,3	2,0 max	1,5 max	2,5 max	23,0–30,0	3,0 max	1,2 max	0,10 max	0,06 max

Fonte: ASTM A532-93, 2003

A liga estudada neste trabalho segue a composição da classe II D da norma transcrita na Tabela 4.

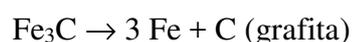
Os da classe I são denominados Níquel-cromo ou Ni-Hard, a classe II corresponde ao cromo-molibdênio, e os da classe III, os ferros fundidos brancos alto cromo.

Na norma ASTM A532, as que apresentam o maior percentual de cromo são as classes II e II, apresentando, no final, uma dureza superior. Entretanto, nos cromo-molibdênio, essa dureza é alcançada com a adição de outros elementos de liga, a fim de potencializar este efeito. Nas ligas pertencentes à classe III, não é necessária a adição de elementos de liga para elevar a dureza, uma vez que o elevado percentual de cromo fica dissolvido na matriz metálica (Laird *et al.*, 2015).

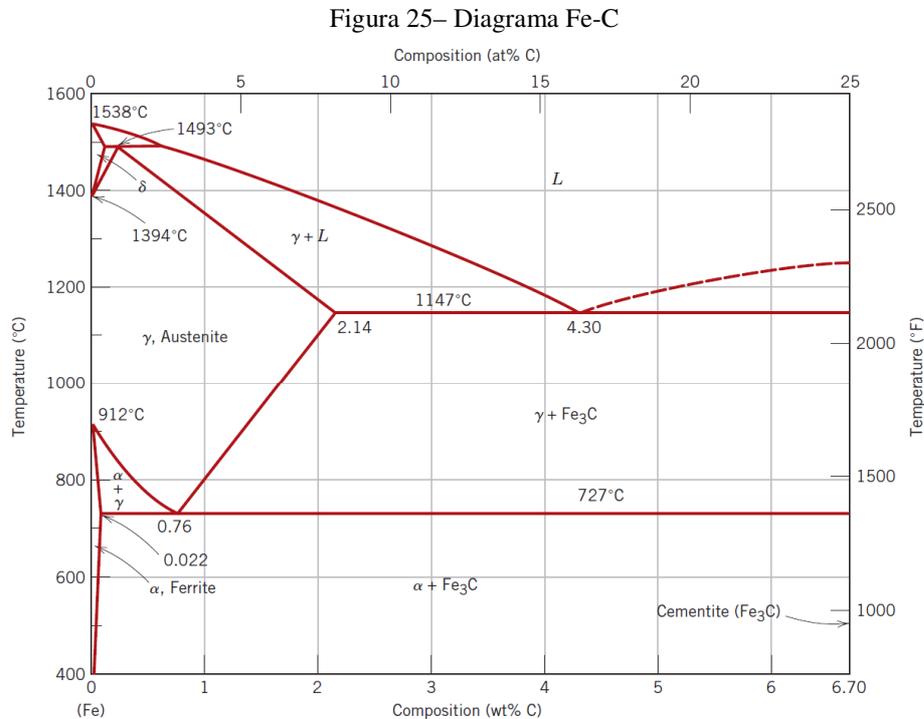
## 2.5.2 Fatores importantes da obtenção do ferro fundido branco

A maior parte da grafita tem sua formação normalmente na solidificação do eutético e depois, no metal solidificado, enquanto estiver em temperatura superior a 700 °C. Nessa fase também são formados glóbulos de austenita, nomeados de ledeburita. Prosseguindo o resfriamento, com temperaturas abaixo de 727 °C, não teremos mais austenita e, por isso a ledeburita será composta por glóbulos de perlita em um fundo de cementita.

Os ferros fundidos hipoeutéticos apresentam áreas de perlita, ledeburita e cementita. E sem a adição de silício, a grafita normalmente não se forma entre as linhas "*liquidus*" e "*solidus*". Seu aparecimento é mais frequente nos ferros fundidos hipereutéticos, nesse intervalo. A grafita normalmente dissocia-se na etapa de solidificação do líquido, ou ainda pode ser resultante da decomposição da cementita.



Quando o limite de solubilidade para o carbono na ferrita é excedido a temperaturas abaixo de 727 °C, forma-se a cementita Fe<sub>3</sub>C. Esses limites são apresentados na Figura 25.



Fonte: Calliester, 2007

A grafita é formada de acordo com os seguintes fatores:

- Percentual de peso em Carbono;
- Taxa de resfriamento;
- Quantidade de elementos pró-grafitizantes (Si);
- Percentual de impurezas da liga

Os grãos de grafita formam uma microestrutura, que de acordo com o formato desses grãos, é que podemos caracterizar o tipo do ferro fundido, à exceção do ferro fundido branco, que surge quando há pouca ou nenhuma grafitação devido à velocidade rápida de resfriamento que limita a decomposição da grafita.

Dois fatores são importantes durante a fabricação do ferro fundido, ao se solidificar, para saber se este será branco ou cinzento (Colpaert, 2008):

- Composição química;
- Velocidade de resfriamento

### 2.5.3 Efeito do cromo e do carbono na microestrutura

Os principais elementos químicos dos ferros fundidos brancos alto cromo são o carbono e o cromo, uma vez que determinam o volume e o tipo de carbono formado (Rozhkova, 1985).

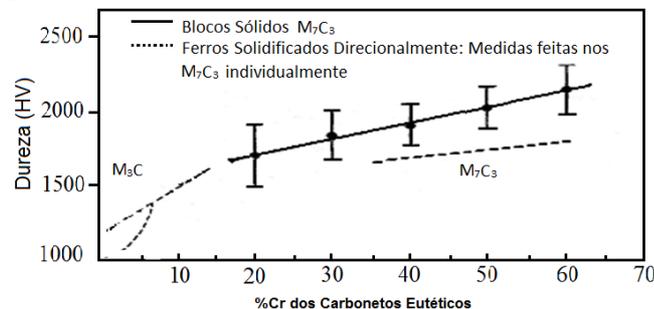
As equações 1 e 2 relacionam os teores de cromo e carbono com a fração volumétrica de carbonetos eutéticos gerados. Essas equações foram concebidas por Dogan e Laird (1995), Maratray (1970), Gundlach (1988) e Röhrig (1974).

$$FVC_M (\%) = 12,33 (\%C) + 0,55 (\%Cr) - 15,2 \quad \text{Maratray} \quad \text{Equação 1}$$

$$FVC_D (\%) = 14,05 (\%C) + 0,43 (\%Cr) - 22 \quad \text{Dogan} \quad \text{Equação 2}$$

Os carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , em consequência do alto teor de cromo, possuem alta dureza (1000 a 1800 HV), favorecendo a elevação da resistência ao desgaste abrasivo. A elevação do teor de carbonetos  $M_7C_3$  é influenciada pela variação do teor de cromo da liga, que tem consequência na dureza dos carbonetos, conforme mostra a Figura 26.

Figura 26– Relação entre teor de cromo dos carbonetos e a dureza

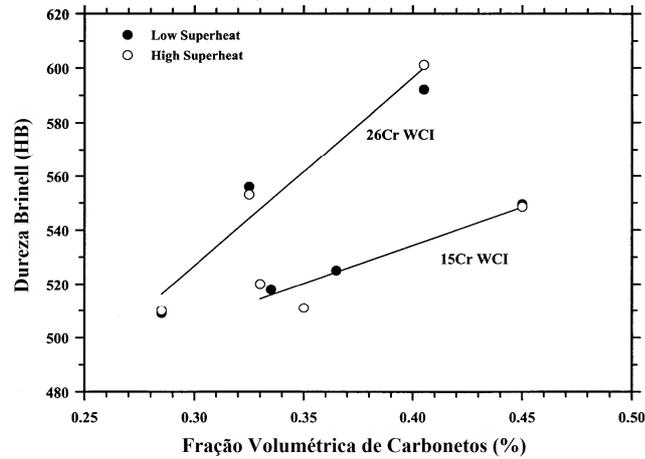


Fonte: Laird *et al.*, 2015

A resistência à abrasão e a dureza desses ferros fundidos sofrem influência da morfologia e fração volumétrica dos carbonetos eutéticos. Esse efeito é demonstrado no gráfico da Figura 27 (Dogan, 1995).

Quando a liga tem aproximadamente 30% de fração volumétrica desses carbonetos a resistência ao desgaste abrasivo atinge seu máximo valor (Zum-Gahr, 1980). Com o teor de cromo e carbono presentes na liga, a fração volumétrica de carbonetos eutéticos, aumenta, entretanto, o carbono apresenta efeito mais acentuado no volume de carbonetos, ao passo que, o cromo estabelece o tipo.

Figura 27– Efeito da fração volumétrica de carbonetos na dureza da liga para teores entre 15 e 26% de cromo



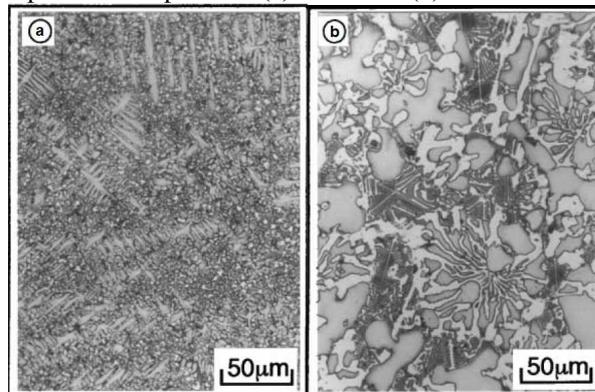
Fonte: Dogan *et al.*, 1995

Mantendo-se o teor de carbono constante, a elevação do teor de cromo aumenta, mas, basicamente, a morfologia dos carbonetos é alterada, conforme é representado nas micrografias da Figura 28 (Laird *et al.*, 2015).

Em ligas hipoeutéticas, a temperatura da reação eutética é elevada com o aumento do teor de cromo, e a maior quantidade de cromo, provoca um aumento na quantidade de carbonetos formados.

Como resultado do maior super-resfriamento, reduzido pela extração do calor latente enquanto ocorre a formação da austenita, a morfologia dos carbonetos é alterada e formam-se carbonetos em forma de placas, mostrados na Figura 28-b em vez do formato de lâminas crescendo axialmente como mostrado na Figura 28-a (Rozhkova, 1985).

Figura 28– Microestrutura bruta de fusão de uma liga de alto teor de cromo solidificada rapidamente a partir de (a) 1320 °C e (b) 1000 °C



Fonte: Matsubara, 2001

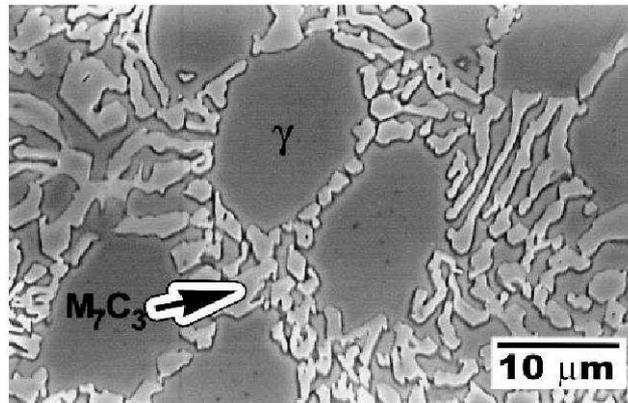
### 2.5.4 Obtenção das principais microestruturas

Para condições rigorosas de resistência ao desgaste, recomenda-se que a dureza da superfície e a microestrutura sejam adequadas e controladas, com o objetivo de atender as especificações industriais. Em termos de microestrutura, a principal razão, refere-se diretamente ao controle das propriedades que estes irão apresentar após a solidificação, onde a secção da peça também tem influência.

A fase correspondente aos carbonetos, nesta classe de ferros fundidos, pode atingir 40% do volume total de todos os constituintes, influenciando assim, as características finais da liga. Possui uma matriz composta por uma combinação de austenita e martensita com pequenos carbonetos precipitados em seu interior, mais resistentes. (Davis, 1996; Zhou, 2009).

A Figura 29 apresenta uma matriz austenítica de um ferro fundido alto cromo.

Figura 29– Matriz austenítica ( $\gamma$ ) e carbonetos eutéticos ( $M_7C_3$ ) de um ferro fundido com 2,5% de carbono e 16% de cromo



Fonte: Bedolla-Jacuinde 2003 *apud* Mariot 2010

Quando isenta de produtos de transformação, a dureza da matriz austenítica pode apresentar valores de 250 a 500 HV, dependendo basicamente do percentual de elementos de liga, acarretando o endurecimento por solução sólida (Laird *et al.*, 2015).

A seguir, serão descritas as principais estruturas obtidas nos ferros fundidos brancos (Eyre, 1988):

- Ferrita: estrutura ferrítica que, em se tratando de ferro fundido, se apresenta em uma fase única de solução sólida tendo o silício em proporções que variam de acordo com a estrutura da grafita. Entre os fatores que a definem, a taxa de resfriamento e a quantidade de carbono, são fundamentais. Com a diminuição da taxa de resfriamento e o aumento do teor de

silício, a quantidade de ferrita tende a aumentar. Geralmente, estruturas de ferrita são conseguidas com o tratamento térmico de recozimento. A ferrita é evitada em áreas que serão submetidas ao desgaste, em função da dureza baixa.

- **Perlita:** Na microscopia, quando observada em baixas ampliações, tem aspecto acinzentado. É um constituinte formado por lamelas alternadas de cementita e ferrita. O grau de refino da estrutura está condicionado à taxa de resfriamento. É estruturalmente formada pela transformação da austenita durante o resfriamento normal no molde ou ao ar, no intervalo de temperatura entre 720 a 900 °C. Para os materiais submetidos ao desgaste, esta matriz é altamente desejável, visto que sua estrutura apresenta dureza elevada.

- **Cementita:** A cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) na forma eutética, é um componente com alta dureza, formado durante a solidificação. Encontra-se no ferro fundido branco ou mesclado, e é produzida na temperatura crítica pela transformação de austenita, em formas de lamelas de perlita. Carbonetos eutéticos também aumentam a dureza, e, por conseguinte a resistência ao desgaste. Com a adição de cromo e/ou molibdênio, pode-se obter carbonetos mais duros.

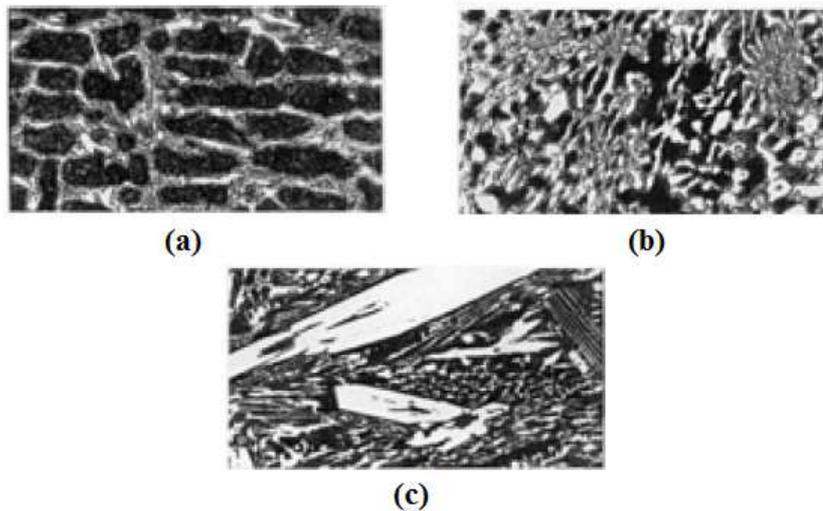
- **Martensita:** Ao microscópio, pode ser observada sob a forma acicular. Esta estrutura é obtida com tratamentos à altas taxas de resfriamento, como por exemplo, a têmpera. Seu aparecimento está relacionado com valores elevados de dureza, e por sua vez, resistência à abrasão.

- **Bainita:** Estrutura originada devido ao resfriamento relativamente rápido da austenita, formada por agulhas de cementita e uma matriz ferrítica deformada. A Bainita superior é formada em altas temperaturas, em torno de 300 e 540 °C, e constituída por uma série de tiras paralelas ou agulhas de ferrita, separadas por fragmentos alongados da fase cementita. A Bainita inferior surge em temperaturas entre 200 e 300 °C, onde a fase ferrita produz placas finas com partículas delgadas de cementita, formando-se no interior dessas placas de ferrita (Callister, 2007).

- **Austenita:** A estrutura austenítica pode ser alcançada apenas uma fração da temperatura crítica, em torno de um quarto, através da adição de elementos de liga, como o manganês e o níquel, que diminuem a temperatura crítica na qual ocorre a transformação fase  $\gamma$  para  $\alpha$ . Apesar de a transformação poder ser suprimida à temperatura de um quarto da temperatura de austenitização, dependendo da quantidade de elementos de liga, pode acontecer a uma temperatura mais baixa. Em aplicações de resistência ao desgaste, estes ferros normalmente não são utilizados.

As microestruturas obtidas nos ferros fundidos brancos são resultantes da composição química e da velocidade de resfriamento durante a solidificação. Na Figura 30 são apresentadas as microestruturas típicas do ferro fundido branco. A Figura 30-a mostra uma microestrutura hipoeutética, identificada por uma colônia de perlita em uma matriz de ledeburita. Na Figura 30-b, observamos uma microestrutura eutética, com a ledeburita como principal constituinte, com um número restrito de colônias de perlita e, na Figura 30-c, é visível uma microestrutura hipereutética, onde a região clara é cementita, com o restante da microestrutura formado por ledeburita (Gundlach, 1988; Hurd, 1968).

Figura 30- Microestruturas típicas de ferro fundido branco alto cromo (a) Baixo carbono (hipoeutético); (b) Eutético; (c) Alto carbono (hipereutético). 75x



Fonte: Gundlach, 1998

Quando o ferro fundido encontra-se antes do ponto eutético, com pouco silício e, contendo quantidades consideráveis de carbonetos, a taxa de resfriamento é suficientemente rápida ou ainda se possui elementos estabilizadores, existe então a possibilidade de formação de dendritas de austenita. O líquido restante nos espaços interdendríticos, estará enriquecido de carbono e sua solidificação resultará em um eutético de cementita e austenita, denominado ledeburita. Por outro lado, em situações em que a temperatura do sólido é mantida entre 720 e 750 °C, a austenita (ferro  $\gamma$ ) transforma-se em ferrita (ferro  $\alpha$ ), praticamente com o carbono insolúvel. Nesta condição, o carbono é rejeitado sob a forma de cementita, em lamelas que se alternam para formar uma estrutura denominada de perlita (Eyre, 1988).

À temperatura ambiente, a estrutura do ferro fundido branco consiste basicamente em dendritas primárias de perlita com regiões interdendríticas de ledeburita transformada, que é uma estrutura eutética de perlita e cementita. A austenita original constitui as áreas de perlita.

Em algumas condições, a austenita gerada durante a solidificação do eutético final de austenita e cementita, deposita-se nas dendritas de austenita encontradas, e as regiões interdendríticas são predominantemente formadas por carbonetos. A estrutura final será constituída de dendritas de perlita, contornados por cementita, e contendo pouca perlita da transformação eutética (Eyre, 1988).

A Tabela 5 mostra as propriedades dos principais carbonetos no campo de resistência à abrasão de ferros fundidos.

Tabela 5– Propriedades gerais dos carbonetos M<sub>3</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> e MC presentes nos ferros fundidos resistentes ao desgaste

Tipo	Elementos de liga principais	% C	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Estrutura cristalina	Morfologia	Dureza (HV)
M <sub>3</sub> C	<p>Maioritariamente Fe: Até 5% Cr e 1,5% Ni (Ni-Hard); Até 1% Mn (se este elemento for adicionado ao banho); Até 17% Cr (se este elemento for adicionado ao banho); O Mo, V e outros elementos metálicos têm uma solubilidade muito reduzida.</p>	6,7-6,9	7,4-7,6	Ortorrômbica	Lamelas	800-1100
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	<p>Maioritariamente Cr (no entanto o Cr pode variar entre 24 e 50%).</p>	8,6-8,9	6,6-6,9	Trigonal (Pseudo-hexagonal)	Barras e lâminas	1000-1800
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	<p>Maioritariamente Cr com um limite inferior de cerca de 60%</p>	5,3-5,7	7,2-7,7	CFC	hastes	1000
MC	<p>Carboneto de Vanádio, que só aparecerá como um carboneto eutético em níveis de ligas superiores a 4,5%.</p>	17-20	5,7-7,0	CFC	hastes	2000-3000

Fonte: Adaptado de Laird *et al.*, 2015

### 2.5.5 Solidificação dos ferros fundidos brancos alto cromo

Os ferros fundidos brancos alto cromo seguem uma trajetória de solidificação descrita pelo diagrama ternário Fe-Cr-C, e as ligas da classe cromo-molibdênio solidificam através de uma reação eutética (Laird *et al.*, 2015).

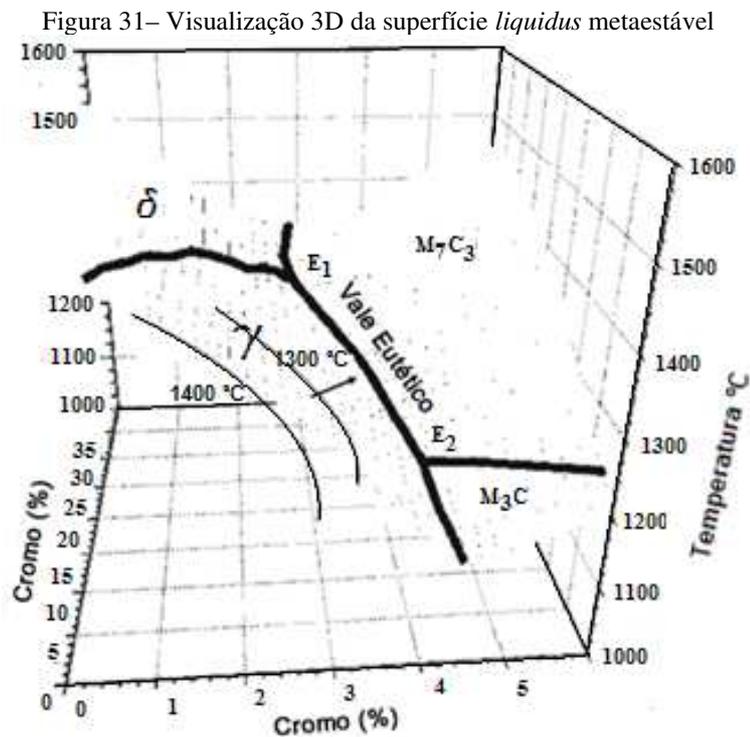
Inicialmente deve-se perceber que no diagrama ternário, considerando um teor de cromo de 0%, tem-se apenas a seção do diagrama binário Fe-C.

Uma das maiores divergências entre os diagramas binários e ternários, é que linhas em duas dimensões separam as fases líquida e sólida nos diagramas binários, ao tempo que nos

diagramas ternários, uma superfície *liquidus* separa as fases sólida e líquida (Laird *et al.*, 2015).

A Figura 32 representa a posição das ligas de ferro fundido branco alto cromo segundo a norma ASTM A532-99. Quando a liga localiza-se na região definida pela superfície  $\gamma$ , a solidificação inicia com a formação da austenita e o líquido se enriquece de carbono e cromo até alcançar a linha  $E_1 - E_2$ , demonstrada na Figura 31, com a divisão do cromo e carbono entre esta e o líquido, até atingir a temperatura e composição de início na reação eutética (Laird *et al.*, 2015).

A reação eutética:  $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ , prossegue com a composição do líquido prosseguindo na direção do  $E_2$ , seguindo a direção da seta na Figura 31, até o líquido se esgotar (Sinatora, 1992).

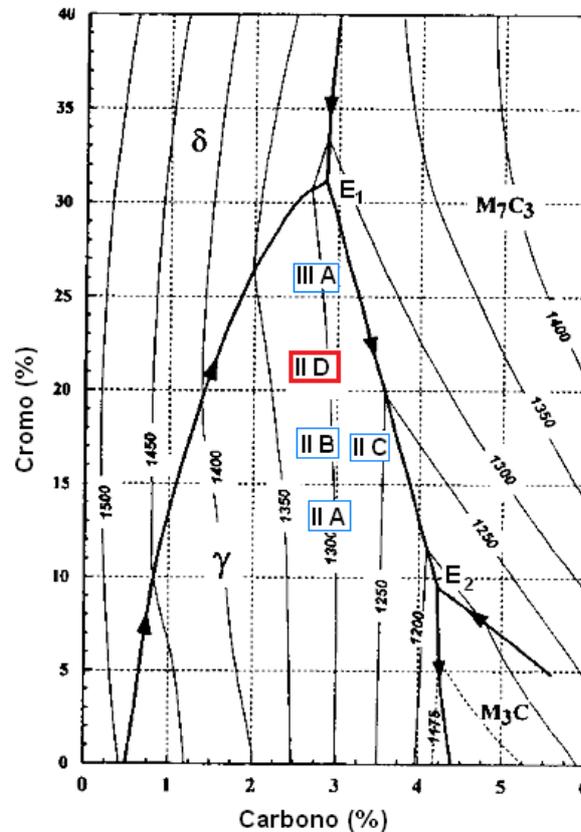


Fonte: Laird *et al.*, 2015

O ponto onde o equilíbrio é invariante, ou seja, o equilíbrio entre três fases ocorre a uma determinada temperatura e as composições das três fases são fixas. Essa linha separa as fases líquidas associadas à  $\gamma$  e  $\delta$ , e gradualmente se transforma no que chamamos de vale eutético, até atingir o ponto eutético (Dantzig, 2009).

Quando o vale eutético é alcançado, o declínio da superfície *liquidus* torna-se gradativamente mais inclinado (Laird *et al.*, 2015).

Figura 32– Classes de ferro fundido branco de alto cromo apresentadas na exibição do diagrama ternário Fe-Cr-C, com destaque para a liga II D (Cromo-Molibdênio)



Fonte: Adaptado de Laird *et al.*, 2015

O comportamento acima descrito evidencia os resfriamentos no equilíbrio, isto é, sem considerar a heterogeneidades na composição química ou variações de velocidade de resfriamento durante a solidificação. Todavia, na rotina comercial, a maior parte das transformações ocorre com velocidades de resfriamento maiores, não equilíbrio, e a solidificação ocorrem em uma faixa de temperatura, desacelerando a solidificação da fase eutética, resultando na supersaturação da matriz pelo carbono e cromo, auxiliando na precipitação de carbonetos secundários no decorrer do resfriamento, sobretudo para grandes seções (Laird *et al.*, 2015).

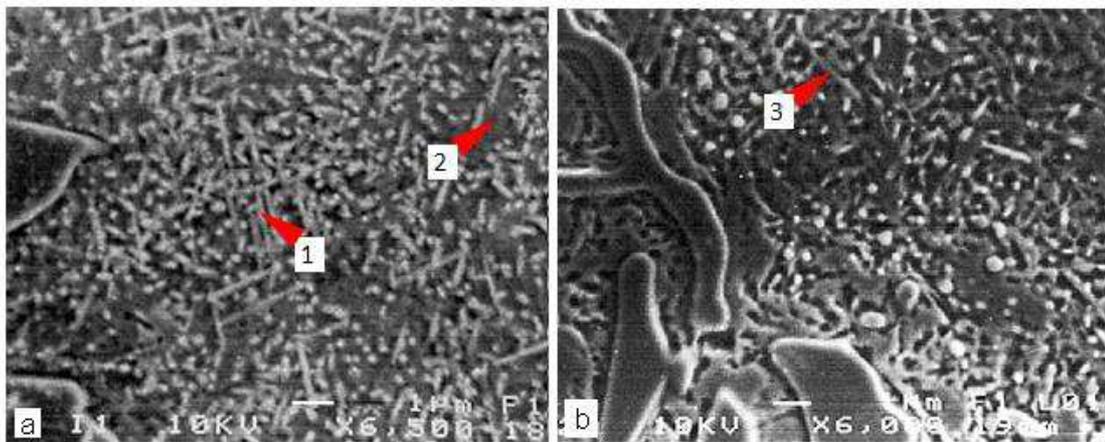
### 2.5.6 Transformação da matriz

Os componentes resistentes ao desgaste, extensivamente utilizados na indústria de beneficiamento de minérios, são peças muitas vezes com grande seção, como componentes de bombas e correias de alimentação.

Essas peças, durante o processo de fabricação, estão sujeitas a um maior tempo de resfriamento, favorecendo a difusão do carbono para os contornos de grão austenítico, uma vez que é dependente do tempo e, desta forma, causa a formação de novas fases a partir da matriz (Laird *et al.*, 2015).

Nestas circunstâncias, a matriz poderá comportar produtos de transformação, como a perlita, ou ainda, em função do elevado percentual de carbono e elementos de liga dissolvidos, a precipitação de carbonetos secundários, conforme apresenta a micrografia da Figura 33 (Bedolla-Jacuinde, 2003 *apud* Mariot, 2010)<sup>6</sup>.

Figura 33– Produtos da transformação da austenita 1: carbonetos secundários, 2: austenita retida, 3: martensita



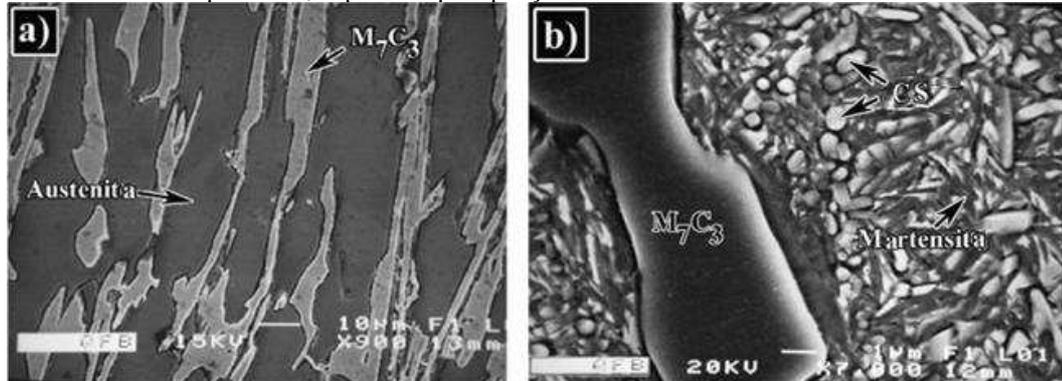
Fonte: Bedolla-Jacuinde 2003 *apud* Mariot 2010

A transformação de parte da austenita em martensita é ocasionada pela precipitação de carbonetos (Figura 33-b "3"). Esse fenômeno será descrito no capítulo sobre tratamentos térmicos.

A precipitação de carbonetos secundários empobrece a austenita em cromo e carbono, e eleva a temperatura de transformação austenítica (Ms). Isso resulta numa matriz martensítica contendo um alto volume de carbonetos secundários, do tipo  $M_{23}C_6$ . A Figura 34 ilustra a formação de martensita a partir da desestabilização da matriz austenítica e o resultado do tratamento térmico na precipitação de carbonetos secundários, confrontando com a mesma liga, no estado bruto de fundição. O tempo de tratamento térmico, além da temperatura, também modifica as características da precipitação de carbonetos secundários (Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003 *apud* Mariot, 2003)<sup>6</sup>.

<sup>6</sup> BEDOLLA-JACUINDE,.; ARIAS, L.; HERNANDÉS, B. Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron, ASM International, Vol. 12 p. 371-382, 2003 *apud* Mariot.

Figura 34– Ferro fundido alto cromo hipoeutético contendo 2,7% C, 16,9% Cr, 1,2% Mo (a) no estado bruto de fundição, e (b) após o tratamento térmico de desestabilização em temperatura de 1000 °C e tempo de 1 h, expondo a precipitação de carbonetos secundários



Fonte: Tabrett, 1997

### 2.5.7 Tratamentos térmicos nos ferros fundidos

A finalidade do tratamento térmico do ferro fundido branco é reduzir as tensões que se originam pela decorrência da solidificação e diferentes velocidades de resfriamento, que se constata mediante as seções das peças. Esses processos podem melhorar as propriedades mecânicas do material, que possui estrutura característica fundida e, assim, bastante irregular, do tipo dendrítica. O refino dessa estrutura é importante, principalmente quando as peças são sujeitas a esforços mecânicos de choque. O tratamento térmico também visa à obtenção de matrizes martensíticas, de maneira tal que se consiga obter uma maior dureza associada à resistência ao desgaste. Nesses casos, o tratamento de desestabilização da matriz austenítica é o procedimento que produz os melhores resultados (Ortega, 2005 *apud* Mariot, 2010)<sup>7</sup>.

Os ferros fundidos brancos com alto teor de cromo podem apresentar uma grande diversidade de atributos, que podem depender da composição química, das fases e das microestruturas presentes, que ainda podem variar segundo o tratamento térmico aplicado (Mariot, 2010).

Um ponto a favor é o fato de que, não existe a possibilidade de grafitação, em razão do alto percentual de cromo, ainda que os fundidos estejam sujeitos às temperaturas iguais ou superiores à temperatura de reaustenitização (Davis, 1996).

Em certos casos, quando se faz necessário um alívio de tensões em peças com seções espessas comumente passíveis de trincas ocasionadas pelo resfriamento, pode-se realizar o tratamento de revenimento. Ou ainda recozidos, a fim de permitir ou melhorar sua usinabilidade (Davis, 1996).

<sup>7</sup> ORTEGA-CUBILLOS, P. Estudo para a otimização do tratamento térmico de desestabilização dos ferros fundidos brancos de alto cromo, Dissertação de mestrado, UFSC, Florianópolis, 2005 *apud* Mariot.

A temperatura de reaustenitização é variável e, para os ferros fundidos com teor de 27% Cr, é sugerida a temperatura de 1065 °C e um tempo de 3 a 4 horas de patamar, no mínimo, que estará sujeito pela massividade das peças submetidas ao tratamento.

A precipitação de carbonetos secundários na austenita ocorre nesse tempo. É indicado um tempo suficiente, adequado com a precipitação dos carbonetos secundários na austenita. Assim, a quantidade de carbono dissolvido na austenita é limitada, propiciando assim a formação da martensita durante o resfriamento até a temperatura ambiente.

Normalmente é usada uma têmpera ao ar, em seções pequenas pode ser usada também têmpera com óleo, ou banho de sais (Davis, 1996).

Os tratamentos térmicos aplicados aos ferros fundidos brancos com alto teor de cromo podem ser classificados em (Pinto, 2000 *apud* Novelli, 2004)<sup>8</sup>:

- Tratamento térmico de têmpera: com a finalidade de obter matrizes martensíticas, a precipitação de carbonetos secundários é imprescindível para desestabilizar a austenita. Normalmente, estes tratamentos térmicos que tem este objetivo, são realizados entre 950 e 1020 °C, com posterior resfriamento em óleo ou ao ar.

A microestrutura resultante constitui-se de bainita, perlita, martensita ou a mistura desses constituintes, podendo ainda, conter austenita retida, dependendo da velocidade de resfriamento e da composição química.

- Tratamento térmico de revenimento: normalmente é executado em fundidos de seções espessas e temperados, a fim de restringir o teor de austenita residual, vinculada à problemas de lascamento em componentes sujeitos à impactos repetitivos.

A quantidade de austenita residual nos ferros fundidos brancos com alto teor de cromo, tratados termicamente, pode ser diminuída através do tratamento isotérmico à temperaturas entre 450 e 650 °C. O resultado deste tipo de tratamento está condicionado à quantidade de austenita retida e da sua composição.

No decorrer do revenimento, os carbonetos são precipitados na austenita, que se torna empobrecidos de carbono e elementos de liga, Além de aumentarem a temperatura Ms dessa austenita, propiciando a transformação martensítica. O excesso de temperatura ou tempo de permanência ocasiona a redução da dureza e,

---

<sup>8</sup> PINTO, M.A. Efeito do Níobio em Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo para Fabricação de Corpos Moedores.p.7. Dissertação de Mestrado. Rede Temática em Engenharia de Materiais, UFOP-CETEC-UEMG, Ouro Preto, 2000. *apud* Novelli.

consequentemente, diminuição da resistência ao desgaste (Pinto, 2000 *apud* Novelli, 2004)<sup>9</sup>.

- Tratamento térmico de desestabilização da austenita: este tratamento térmico pode ocorrer em duas regiões das curvas relativas ao resfriamento contínuo. No primeiro são verificadas duas regiões, uma onde ocorre a reação  $\gamma \rightarrow \gamma + M_7C_3$ , acima de  $A_3$ , e a outra localizada entre  $A_3$  e  $A_1$ , onde ocorre a reação  $\gamma \rightarrow \gamma + \alpha + M_{23}C_6$ . Nessas regiões também podem ocorrer precipitações de carbonetos do tipo  $M_7C_3$ . Na segunda região é onde se dá a reação  $\gamma \rightarrow \alpha + M_3C$ , e tem o cotovelo entre 650 e 700 °C.

A precipitação de carbonetos secundários modifica a composição da austenita metaestável, empobrecendo-a em cromo, carbono e outros elementos de liga que estiverem presentes. Desta forma, esta austenita muda para a condição de desestabilização, alterando suas características.

É numa região comum austenita-carboneto, e em alguns contornos de grão, onde a precipitação de carbonetos secundários tem início, e segue aleatoriamente para o interior da austenita. Neste momento é formado o carboneto globular e enfim, distribuído na matriz.

A Figura 35 representa o diagrama de transformação em resfriamento contínuo – CCT (*Continuous Cooling Transformation*) – para os ferros fundidos de alto teor de cromo conforme Ikeda *et al.*, (1992). O diâmetro do fundido, em milímetros, relativo ao tempo de resfriamento do núcleo da peça é indicado pelos números sobre a linha de resfriamento. Onde, 1 seria a condição de alta velocidade de resfriamento/solidificação, 2 representa a condição de não equilíbrio e 3 a situação de equilíbrio.

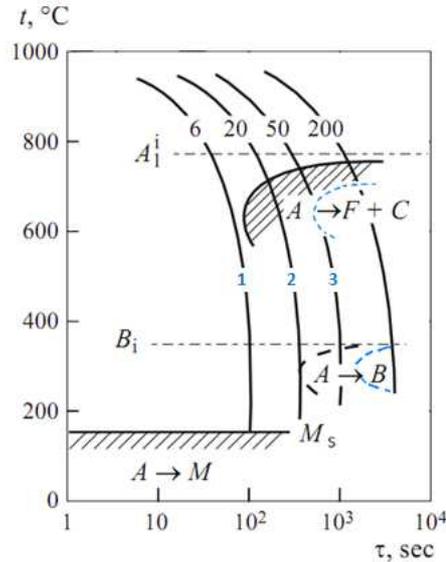
As condições comerciais normalmente são encontradas na situação de não-equilíbrio, onde os elevados percentuais de cromo e outros elementos de liga em solução, mantém a austenita supersaturada.

A transformação perlítica é inibida pelo estado metaestável da matriz. Diferentemente do esperado pelo diagrama abaixo, a composição não cruza pelo “cotovelo” da transformação perlítica, resultando numa estrutura austenítica/martensítica, inclusive para fundidos com seções maiores que 50 mm.

---

<sup>9</sup> PINTO, M.A. Efeito do Nióbio em Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo para Fabricação de Corpos Moedores.p.7. Dissertação de Mestrado. Rede Temática em Engenharia de Materiais, UFOP-CETEC-UEMG, Ouro Preto, 2000. *apud* Novelli.

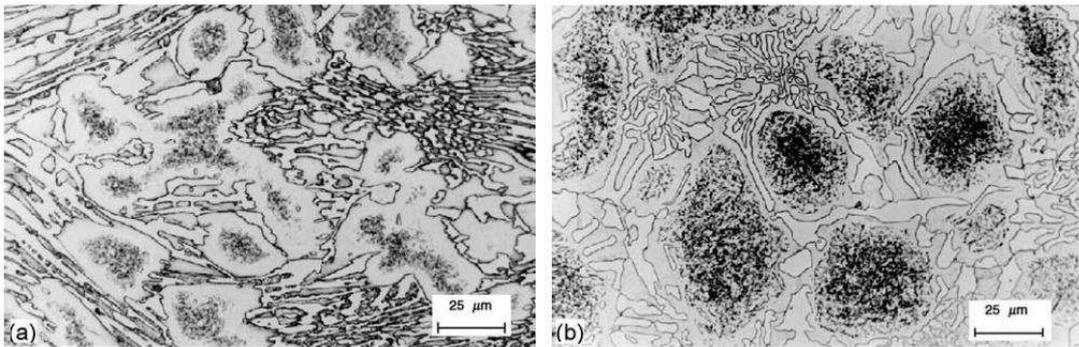
Figura 35– Diagrama CCT esquemático dos ferros fundidos de alto cromo



Fonte: Ikeda *et al.*, 1992

Para os fundidos com seções maiores, a solubilidade do carbono é diminuída pela supersaturação da matriz pelos elementos de liga, que precipita na forma de carbonetos secundários, empobrecendo a matriz em carbono e cromo e promovendo a elevação da temperatura  $M_s$ . Esta é a situação que ocorre no tratamento térmico de desestabilização da austenita, onde a matriz martensítica e carbonetos secundários precipitados são formados. A Figura 36-b ilustra esta condição.

Figura 36– Precipitação de carbonetos secundários provocados pela desestabilização da matriz no estado bruto de fusão. Ferro fundido de alto cromo contendo 16%Cr no (a) estado bruto, (b) estado tratado



Fonte: Asensio, Pero-Sanz, 2003

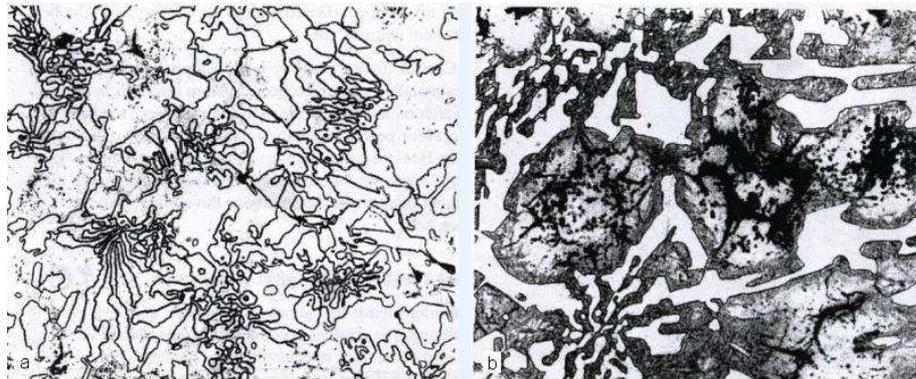
### 2.5.8 Tempo de austenitização

O tratamento térmico de desestabilização da austenita deve ser realizado de modo que a reação de precipitação alcance um equilíbrio ou patamar para que se alcance a quantidade

adequada de carbonetos precipitados. O aumento de dureza almejado para cada liga pode não ser obtido sem esse controle.

Os ferros fundidos resistentes ao desgaste, em seu estado bruto de fusão, apresentam matrizes perlíticas ou austeníticas (Figura 37). O tempo mínimo de patamar deve ser de quatro horas para essas ligas (Mariot, 2010).

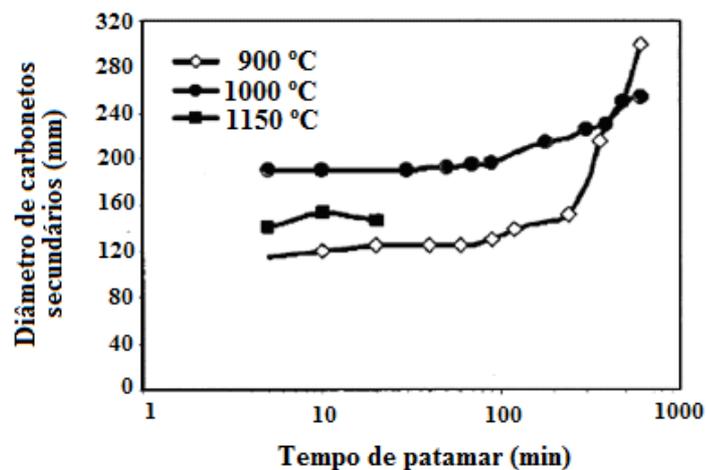
Figura 37– (a) microestrutura austenítica (b) microestrutura austenítica-martensítica de um ferro fundido branco contendo 15% Cromo



Fonte: Laird *et al.*, 2015

As Figuras 38 e 39 mostram a influência do tempo e da temperatura no diâmetro e no volume dos carbonetos precipitados, e na dureza da matriz (Bedolla-Jacuinde, 2003 *apud* Mariot 2010<sup>10</sup>, Wiengmoon *et al.*, 2005).

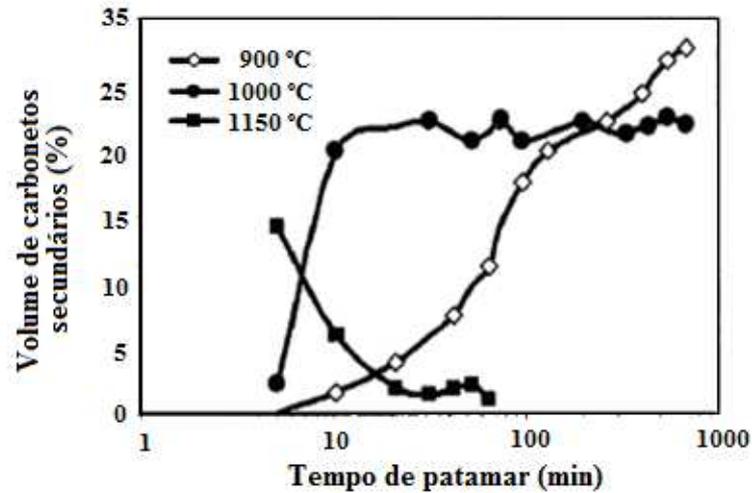
Figura 38– Diâmetro das partículas precipitadas em função do tempo de patamar de desestabilização com temperatura de 900, 1000 e 1150 °C



Fonte: Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003 *apud* Mariot 2003

<sup>10</sup> BEDOLLA-JACUINDE,; ARIAS, L.; HERNANDÉS, B. Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron, ASM International, Vol. 12 p. 371-382, 2003 *apud* Mariot

Figura 39– Volume de precipitação de carbonetos secundários em função do tempo de patamar de desestabilização para 900, 1000 e 1150 °C



Fonte: Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003 *apud* Mariot 2010

A Figura 38 demonstra que, o diâmetro e o volume dos carbonetos secundários precipitados sofrem ampla elevação com o aumento do tempo de desestabilização. Deve-se frisar que a alteração da temperatura de desestabilização, tem efeito também sobre a precipitação de carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  como ilustrado nas Figuras acima. Na temperatura de 900 °C, com teores menores de cromo e carbono, podem estar em equilíbrio de composição com a austenita, aumentando o volume de precipitados, ao passo que em temperaturas superiores, o coalescimento dos carbonetos é favorecido, em função da maior taxa de difusão, reduzindo o volume de precipitação dos mesmos, como mostra a Figura 39 (Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003 *apud* Mariot, 2003)<sup>11</sup>.

### 2.5.9 Desestabilização da austenita

A austenita é estável em temperaturas elevadas, e elementos como o carbono, cromo, manganês e níquel, quando dissolvidos na austenita, o tornam estável, mesmo em temperatura ambiente.

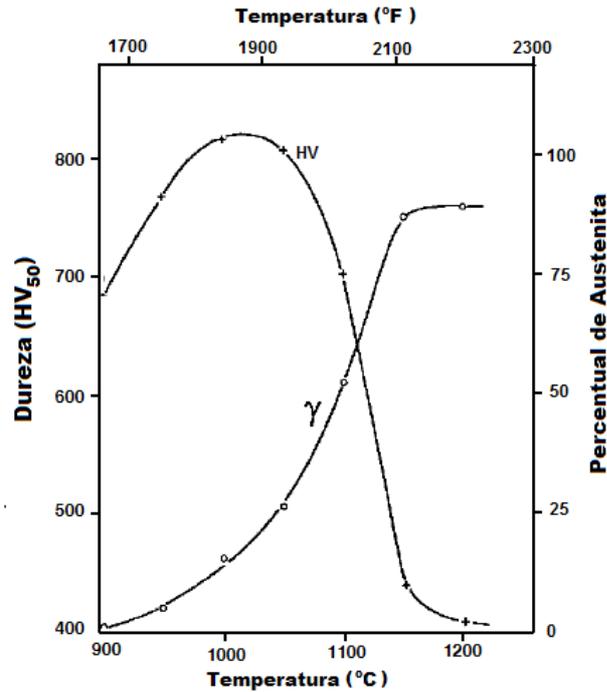
Essa particularidade permite que o ferro fundido alto cromo com matriz austenítica seja tratado termicamente com a finalidade de se obter uma formação de uma matriz martensítica de alta dureza.

O tratamento térmico tem como objetivo principal, reduzir a quantidade de cromo e carbono na solução sólida na matriz, por meio da precipitação de carbonetos secundários,

<sup>11</sup> BEDOLLA-JACUINDE,; ARIAS, L.; HERNANDÉS, B. Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron, ASM International, Vol. 12 p. 371-382, 2003 *apud* Mariot

desestabilizando a austenita a temperaturas entre 920 e 1060 °C durante 1 a 6 horas, seguido por um resfriamento ao ar. A Figura 40 mostra a temperatura ideal de desestabilização, para a qual se obtém a máxima dureza (Tabrett, 1996)

Figura 40– Relação típica entre temperatura de desestabilização, austenita residual e dureza após arrefecimento



Fonte: Maratray, 1992

### 2.5.10 Temperatura de desestabilização

Preparando-se a composição química de uma determinada liga pode-se obter uma microestrutura martensítica durante o resfriamento, a partir do tratamento térmico. Entretanto, a temperatura de desestabilização da matriz austenítica influencia fortemente a dureza da liga após o resfriamento (Wiengmoon *et al.*, 2003).

Essa temperatura deve ser avaliada para cada caso, observando-se a composição química da liga e a seção do fundido.

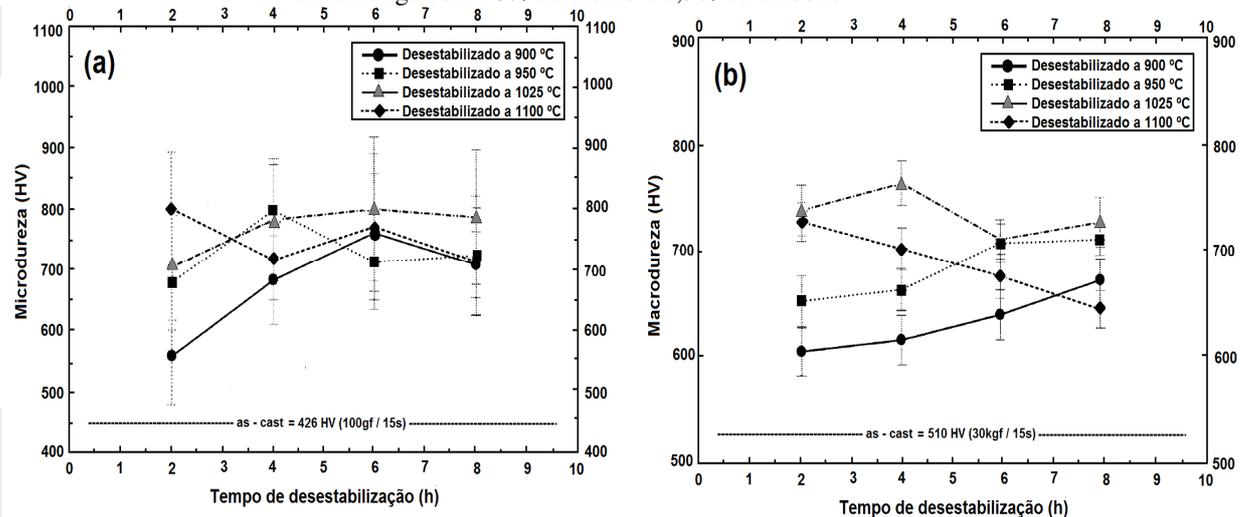
O percentual de carbono dissolvido na austenita é controlado pela temperatura de austenitização, visto que se trata de um processo de difusão, ou seja, com a temperatura de austenitização, a solubilidade do carbono aumenta (Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003 *apud* Mariot, 2010)<sup>12</sup>.

<sup>12</sup> BEDOLLA-JACUINDE,; ARIAS, L.; HERNANDÉS, B. Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron, ASM International, Vol. 12 p. 371-382, 2003 *apud* Mariot.

Ainda que a adição no percentual de carbono dissolvido produza uma martensita de dureza alta, essa característica, juntamente com a presença de elementos de liga como o níquel e o manganês, provocará uma redução na faixa de temperatura de transformação martensítica (Ortega, 2005 *apud* Mariot, 2010)<sup>13</sup>.

Por conseguinte, a dureza se elevará com o aumento da temperatura de desestabilização até determinado ponto, onde sofrerá uma queda. Essa reação, em concordância com o coalescimento e decorrente diminuição do volume de carbonetos precipitados, acarreta em uma diminuição da microdureza da matriz e da dureza da liga para temperaturas superiores a 1000 °C, conforme mostra a Figura 41 (Ortega, 2005 *apud* Mariot, 2010)<sup>13</sup>.

Figura 41– Efeito do tempo e temperatura de desestabilização em a: Microdureza e b macrodureza de uma liga com 18% de cromo e 2,3% de carbono



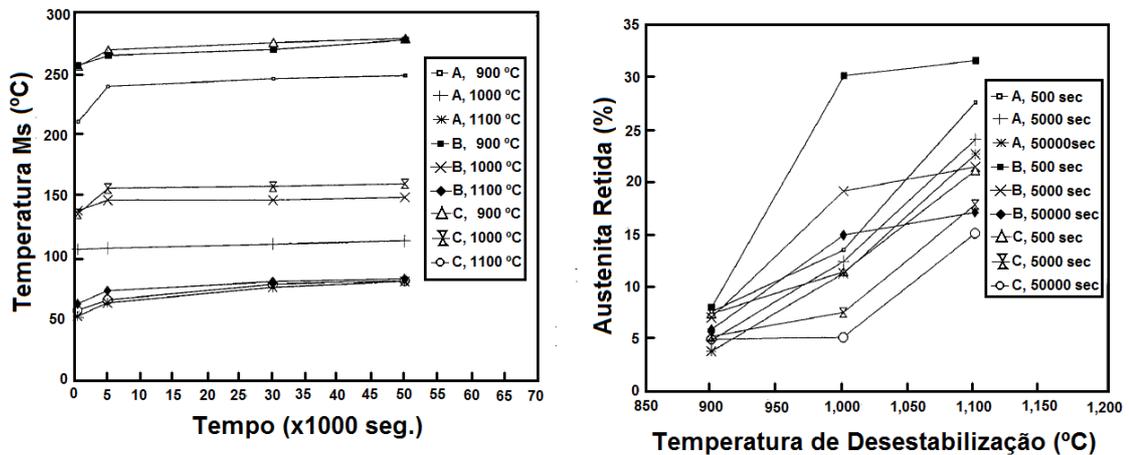
Fonte: Wiengmoon, A. *et al.*, 2003

### 2.5.11 Efeito dos parâmetros de tratamento térmico no percentual de austenita retida

Durante o tratamento térmico, o tempo e a temperatura de desestabilização, determinarão a solubilidade do cromo, do carbono e dos demais elementos na liga de austenita. Por consequência disso, essas variáveis influenciam o volume final de austenita não transformada e a temperatura  $M_s$ . Esses efeitos estão representados na Figura 42 (Choi, 1992).

<sup>13</sup> ORTEGA-CUBILLOS, P. Estudo para a otimização do tratamento térmico de desestabilização dos ferros fundidos brancos de alto cromo, Dissertação de mestrado, UFSC, Florianópolis, 2005 *apud* Mariot

Figura 42– Influência do tempo e da temperatura de desestabilização da austenita na (a) temperatura Ms e (b) percentual de austenita retida



C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
3,31	0,72	0,98	0,021	0,031	1,18	18,3	1,60	–
3,0	0,78	0,94	0,022	0,021	0,19	17,1	1,60	1,53
2,98	0,73	0,87	0,032	0,028	1,05	17,8	2,80	–

Fonte: Choi, 1992

A Figura 42 confronta o efeito da temperatura e tempo de patamar do tratamento térmico de desestabilização, na temperatura de origem da formação da martensita e no percentual de austenita retida, para diferentes composições.

A solubilidade dos elementos de liga na austenita aumenta com a elevação da temperatura de desestabilização, aumentando a estabilidade da austenita durante o resfriamento. Em consequência disso e, principalmente pela forte influência do carbono, a temperatura Ms sofre um decréscimo, ocasionando em um volume maior de austenita retida.

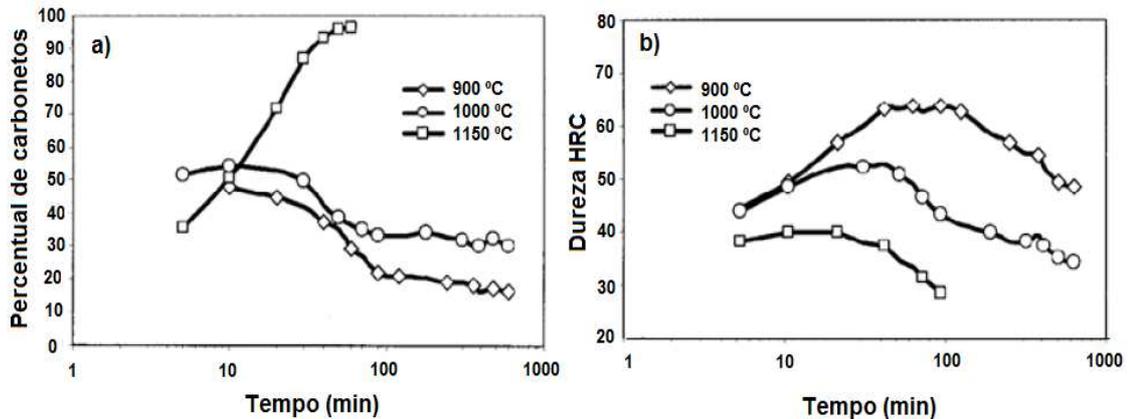
Mantendo-se a temperatura de patamar constante, o aumento do tempo de desestabilização provoca redução da quantidade de austenita retida, em função da elevação da temperatura Ms, gerada pela precipitação de carbonetos secundários.

O equilíbrio do processo de precipitação dos carbonetos e posterior coalescimento dos mesmos, provoca a diminuição na dureza conforme o avanço do tempo de tratamento térmico após o ponto de máxima dureza.

A Figura 43-b representa uma amostra tratada termicamente com patamar de temperatura de 1150 °C. A redução na dureza é auxiliada efetivamente pela acentuada elevação do volume de austenita retida. (Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003 *apud* Mariot, 2010)<sup>14</sup>.

<sup>14</sup> BEDOLLA-JACUINDE,; ARIAS, L.; HERNANDÉS, B. Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron, ASM International, Vol. 12 p. 371-382, 2003 *apud* Mariot

Figura 43– Influência do tempo e da temperatura de desestabilização da austenita em uma liga com 2,5 %C, 16,9% Cr, 1,8% Ni



Fonte: Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003 *apud* Mariot, 2003

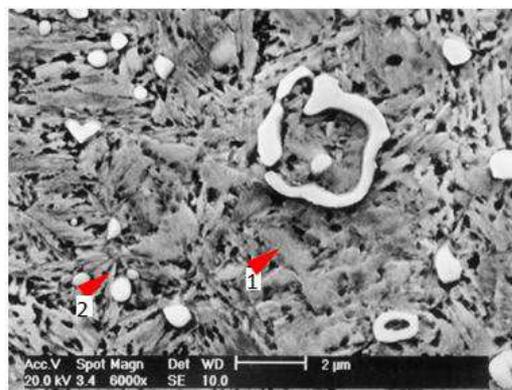
O percentual de elementos de liga adicionado, tem efeito menos significativo que a temperatura de desestabilização sobre a quantidade de austenita retida.

Com temperaturas de tratamento acima de 1150 °C, o aumento acentuado da solubilidade do cromo e do carbono na austenita faz com que a mesma apresente forte estabilização, o que esclarece o aumento do percentual dessa fase com o tempo, mostrado na Figura 43-a.

A Figura 44 ilustra a austenita retida em uma matriz martensítica.

O volume da martensita formada se eleva com o volume de carbonetos secundários, para uma certa temperatura de desestabilização (Maratray, 1970 *apud* Mariot, 2010)<sup>15</sup>.

Figura 44– Ferro fundido branco alto cromo após tratamento de desestabilização da austenita, expondo os microconstituintes 1: austenita retida, 2: martensita



Fonte: Asensio, 2003

<sup>15</sup> MARATRAY F.; USSEGLIO R. Factors affecting the structure of chromium and chromium – molybdenum white irons. Climax Molybdenum S.A., Paris, França, 1970. *apud* Mariot.

### 3 METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Com o objetivo de avaliar a faixa de temperatura mais apropriada de austenitização dos FFBAC submetidos ao desgaste abrasivo, foram analisadas amostras tratadas termicamente em diferentes faixas de temperatura. Em seguida, é apresentada de uma forma mais descritiva, uma contextualização dos materiais e procedimentos utilizados para a realização dos ensaios necessários.

#### 3.1 METODOLOGIA

##### 3.1.1 Obtenção dos corpos de prova

Para desenvolvimento deste trabalho, foram obtidos pelo processo de fundição por gravidade, em areia verde, dezoito corpos de prova com composição química segundo a norma ASTM A532 classe II tipo D, fornecidos pela empresa Açocril Ind. Com. Peças Ltda.

O forno de fusão utilizado, da marca Inductoterm, possui uma capacidade de 300 kg e a composição química alvo é apresentada na Tabela 6. As dimensões finais das amostras são: 180 x 25 x 12 mm.

Tabela 6– Composição química do ferro fundido ASTM A532 II D em estudo (% em peso)

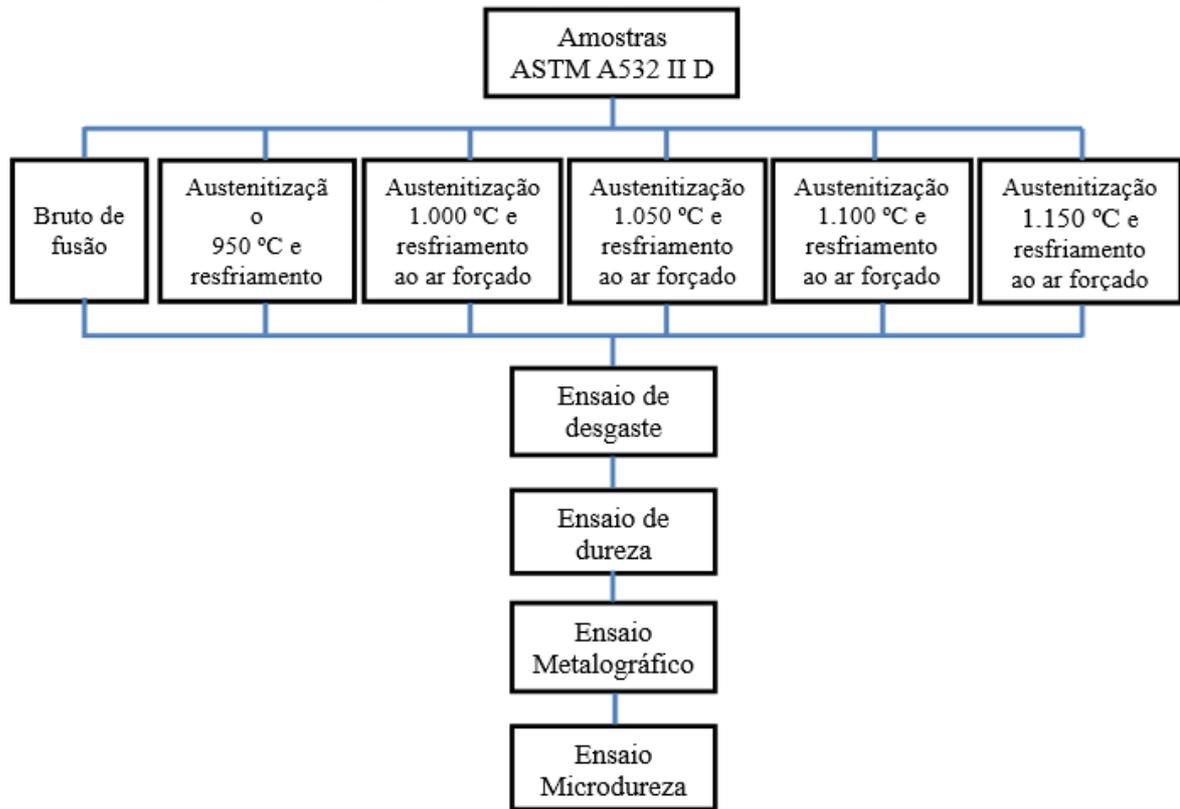
	C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Cu (%)
Norma	2,00	2,00	1,00	0,10	0,06	18,00	2,50	3,00	0,06
ASTM	3,30	Máx	2,20	Máx	Máx	23,00	Máx	Máx	Máx
Amostra	2,767	0,589	1,052	0,033	0,044	19,12	0,812	0,1	0,04

##### 3.1.2 Tratamento térmico de austenitização

Para esta etapa, as amostras foram agrupadas em seis lotes com três unidades para cada faixa de temperatura. A fim de uma melhor avaliação da importância da faixa de temperatura, também foram analisados corpos de prova sem tratamento térmico. Os outros cinco lotes foram submetidos ao tratamento térmico de austenitização em um forno tipo mufla, com uma rampa de aquecimento de 7 °C/min. O tempo de encharque foi definido em 45 minutos a fim de garantir uma boa homogeneidade de temperatura em toda a amostra e, posteriormente sendo resfriado ao ar forçado.

A sequência da metodologia é representada na Figura 45.

Figura 45– Fluxograma geral do experimento



Fonte: autoria própria

### 3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Como forma de simular as condições de trabalho dos FFBAC, foram testadas 18 amostras em regime similar à sua aplicabilidade. É apresentada a seguir, uma contextualização dos procedimentos e materiais usados para a realização dos testes necessários.

#### 3.2.1 Tratamentos e ciclos térmicos

As temperaturas e tempo de encharque utilizados neste trabalho foram adotados considerando a literatura que recomenda temperaturas entre 920 e 1060 °C com resfriamento ao ar forçado (ventilador). Deste modo, foi considerada a faixa de estudo entre 950 e 1.150 °C para que também se tivesse uma referência para os resultados fora da faixa recomendada e para servir de comparação com os resultados obtidos.

A etapa de tratamento térmico teve a finalidade de favorecer a precipitação de carbonetos secundários na austenita, reduzindo seu teor em carbono e cromo, aumentando a

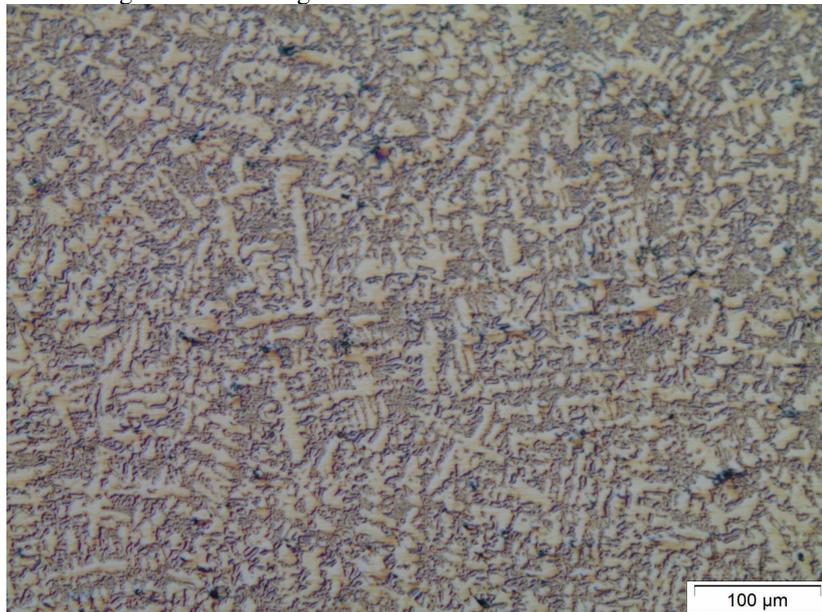
temperatura  $M_s$  para que esta possa se transformar em martensita durante o resfriamento ao ar (Tabrett 1996, Karantzalis, 2009).

Posteriormente ao preparativo das amostras de acordo com a Tabela 8, cada lote foi exposto ao tratamento térmico em um forno tipo mufla, sem controle de atmosfera. As temperaturas foram monitoradas por um sensor termopar S-Ter. (0 ~ 1.480 °C) no interior do forno, em conjunto com um controlador digital.

Com as amostras inseridas no forno, o aquecimento foi realizado de forma gradual, programando-se o forno para a curva de aquecimento programada, a partir da temperatura ambiente, até as respectivas temperaturas de patamar e dado início a contagem do tempo de encharque. Concluída esta etapa, as amostras foram resfriadas ao ar forçado até a temperatura ambiente.

A fim de uma melhor avaliação, as amostras 01, 02 e 03, identificadas como ciclo "A", foram privadas do tratamento térmico, para que desta forma, seu comportamento possa ser analisado e se possa confrontar com as demais amostras tratadas. A metalografia da amostra do ciclo "A" é apresentada na Figura 46.

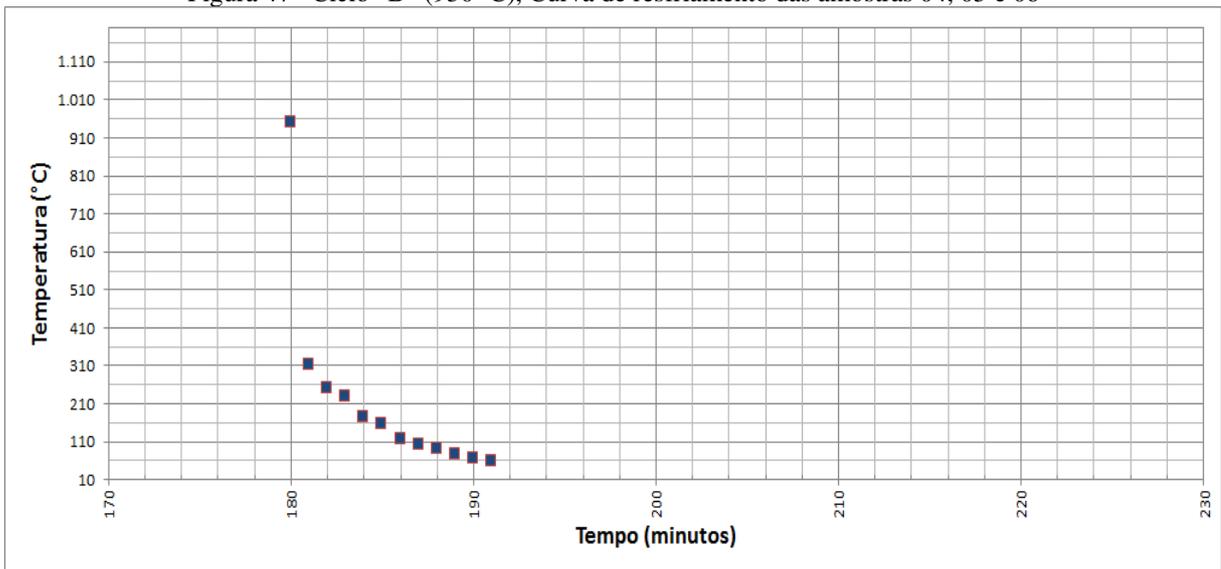
Figura 46– Metalografia da amostra sem tratamento térmico



Fonte: autoria própria

As amostras 04, 05 e 06 sofreram o ciclo de austenitização no forno mufla até a temperatura sugerida de 950 °C, após encharque de 45 minutos e resfriadas ao ar forçado. O gráfico de resfriamento é apresentado na Figura 47.

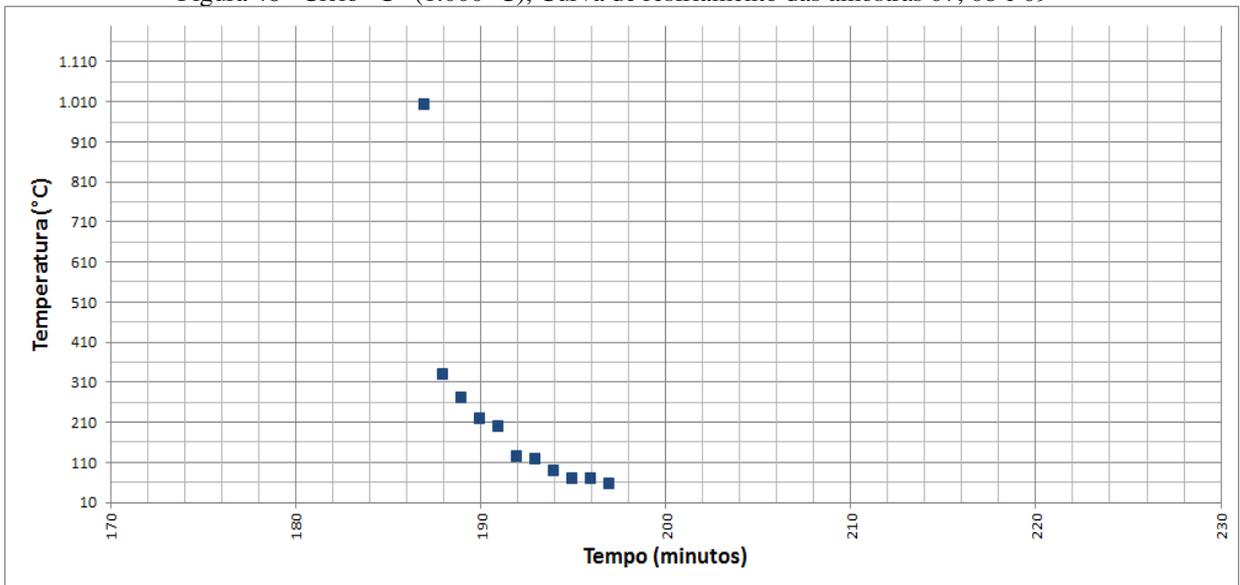
Figura 47– Ciclo “B” (950 °C), Curva de resfriamento das amostras 04, 05 e 06



Fonte: autoria própria

As amostras 07, 08 e 09 também tiveram um aquecimento de 7 °C / min, e foi proposta uma temperatura de austenitização de 1.000 °C, com uma curva de resfriamento representada na Figura 48. Foi mantido o tempo de encharque de 45 minutos e resfriadas ao ar forçado até a temperatura ambiente.

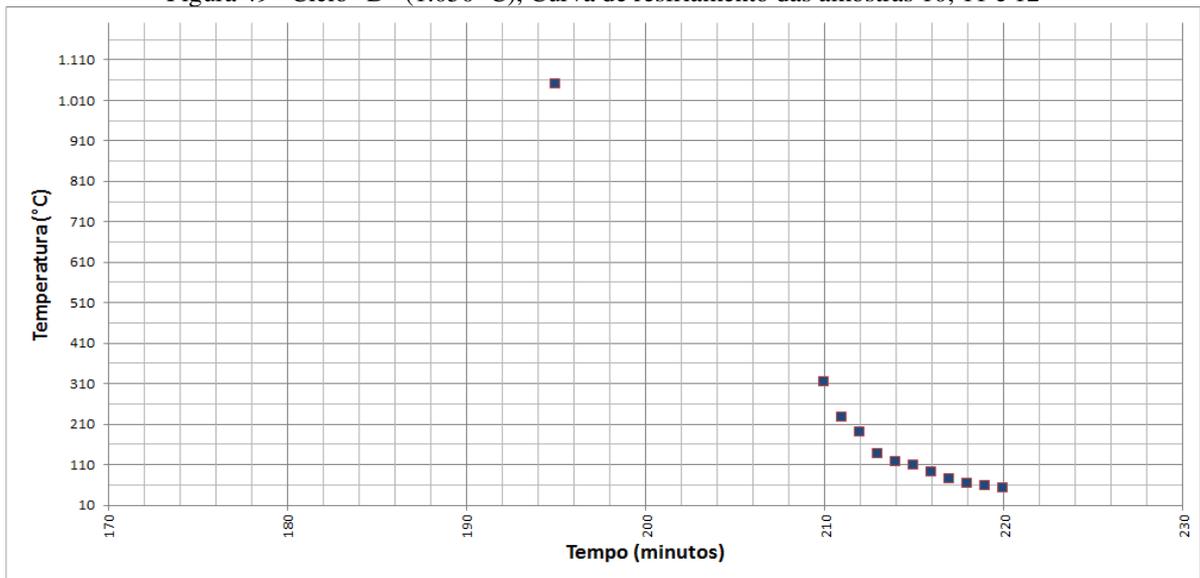
Figura 48– Ciclo “C” (1.000 °C), Curva de resfriamento das amostras 07, 08 e 09



Fonte: autoria própria

Nas amostras 10, 11 e 12, foi aplicado um ciclo de tratamento térmico com rampa de aquecimento de 7° / min, encharque de 45 minutos à temperatura sugerida de 1.050 °C com posterior resfriamento ao ar forçado até a temperatura ambiente, conforme Figura 49.

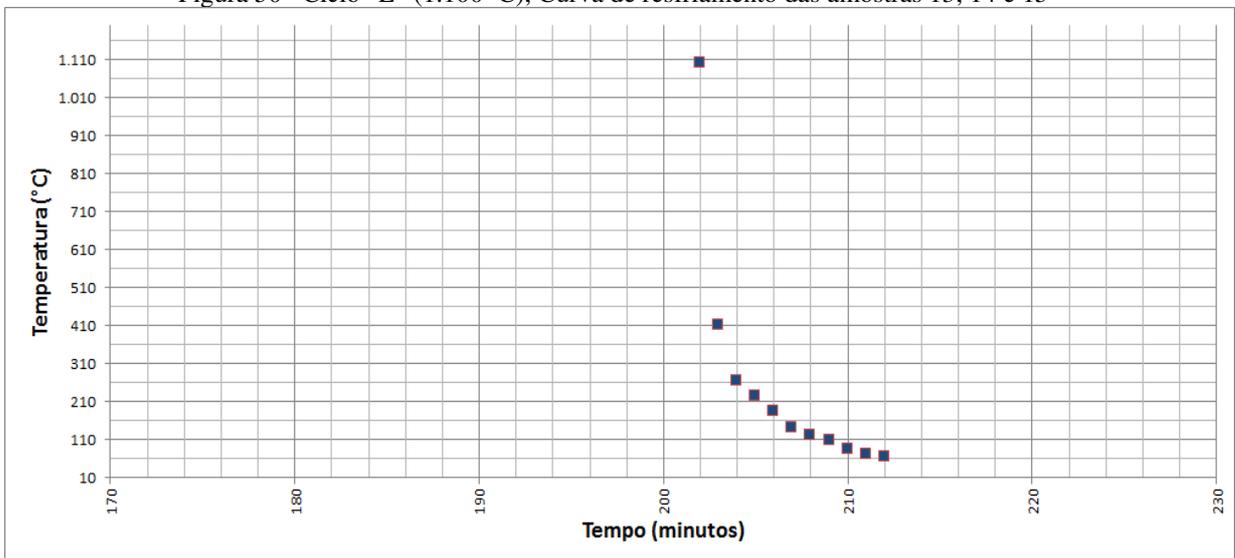
Figura 49– Ciclo “D” (1.050 °C), Curva de resfriamento das amostras 10, 11 e 12



Fonte: autoria própria

As amostras 13, 14 e 15, sofreram um tratamento térmico com rampa de aquecimento de 7 °C / minuto até a temperatura sugerida de 1.100 °C encharque de 45 minutos e posteriormente o resfriamento ao ar forçado até a temperatura ambiente, de acordo com a Figura 50.

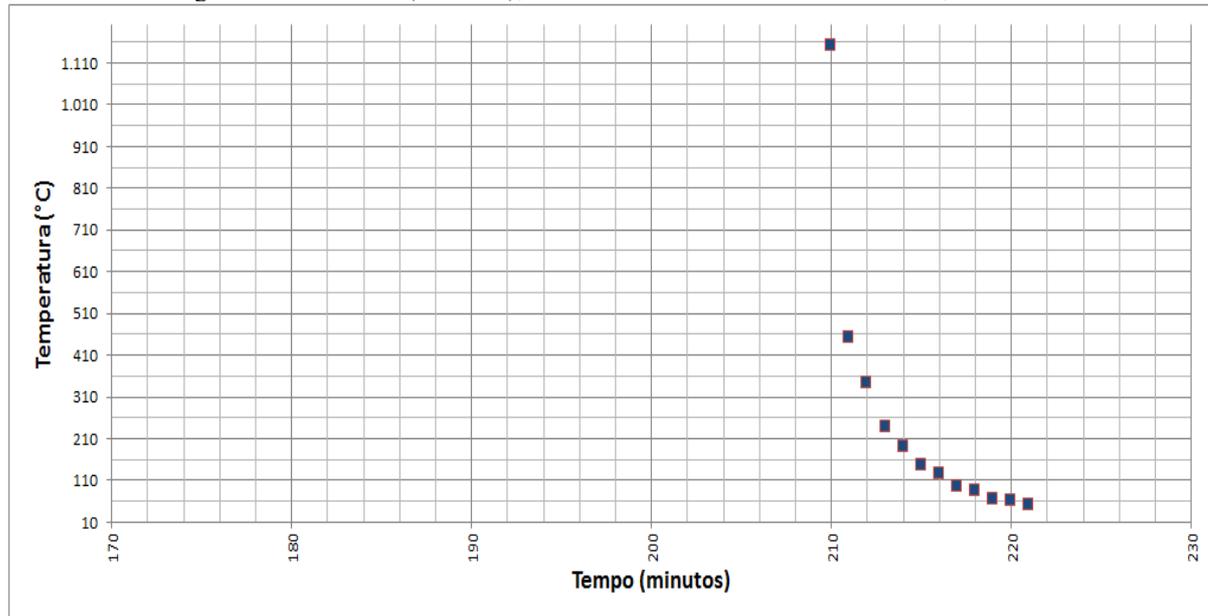
Figura 50– Ciclo “E” (1.100 °C), Curva de resfriamento das amostras 13, 14 e 15



Fonte: autoria própria

Enfim, as amostras 16, 17 e 18 foram submetidas ao tratamento, com uma rampa de aquecimento de 7 °C / min, encharque à temperatura sugerida de 1.150 °C durante 45 minutos e posterior resfriamento ao ar forçado até a temperatura ambiente, conforme representado na Figura 51.

Figura 51– Ciclo “F” (1.150 °C), curva de resfriamento das amostras 16, 17 e 18.



Fonte: autoria própria

### 3.2.2 Condições iniciais das amostras

O molde das peças foi produzido manualmente a partir de um modelo de madeira bipartido, em areia verde de fundição, que consiste em uso do molde feito em areia úmida e, em seguida, compactada. A imagem do modelo é apresentada na Figura 52:

Figura 52– Molde em madeira para fundição das amostras



Fonte: autoria própria

A Figura 53 apresenta as amostras após a desmoldagem e depois de preparadas para os ensaios:

Figura 53– Amostras logo após a desmoldagem e após o preparo para os ensaios



Fonte: autoria própria

Foram produzidos dezoito corpos de prova, com acabamento superficial de lixamento a fim de diminuir as imperfeições, e garantir um bom assentamento na máquina de ensaio abrasivo. Para este processo, foi utilizado o disco de desbaste e acabamento “*Flap-Disc Reto*” 4.1/2” – Grão 40 com costado de fibra.

Para que se tivesse um parâmetro da superfície das amostras, antes das peças serem submetidas ao ensaio de desgaste por abrasão, a rugosidade foi avaliada utilizando um rugosímetro portátil TR100 *Roughness Tester* conforme Figura 54:

Figura 54– Rugosímetro utilizado para avaliação da rugosidade superficial



Fonte: autoria própria

Apesar do lixamento, as amostras apresentaram uma variação na sua rugosidade superficial procedente do processo de fundição.

Os valores encontrados estão apresentados na Tabela 7.

Tabela 7– Rugosidade superficial das amostras antes do ensaio de abrasão

Amostra	Rugosidade Ra
01	0,78
02	0,97
03	0,95
04	0,99
05	1,15
06	0,95
07	0,98
08	0,82
09	0,90
10	0,99
11	1,24
12	1,12
13	2,06
14	2,14
15	2,19
16	1,78
17	1,90
18	4,57

Posteriormente, as mesmas foram numeradas e submetidas ao devido tratamento térmico conforme Tabela 8.

Tabela 8– Metodologia utilizada para identificação e tratamento das amostras

Amostra	Aquecimento 7 °C / min	Temperatura	Tempo de Encharque	Resfriamento	Ciclo
01, 02 e 03	-	-	-	-	A
04, 05 e 06	135 min	950 °C	45 min	Ar forçado	B
07, 08 e 09	143 min	1.000 °C	45 min	Ar forçado	C
10, 11 e 12	150 min	1.050 °C	45 min	Ar forçado	D
13, 14 e 15	157 min	1.100 °C	45 min	Ar forçado	E
16, 17 e 18	164 min	1.150 °C	45 min	Ar forçado	F

### 3.2.3 Pesagem dos corpos de prova

As amostras foram limpas antes e depois do ensaio de desgaste em um limpador ultrassônico com tanque em aço modelo METASON-14 e a solução de limpeza utilizada foi álcool etílico 92,8%.

Após a limpeza de cada amostra, a pesagem foi realizada em uma balança Ohaus Adventurer com capacidade de 210g e precisão de 0,001g, antes e depois do ensaio de desgaste. Desta forma, foi possível obter os valores de perda de massa em cada corpo de prova.

A balança utilizada na pesagem das amostras é apresentada na Figura 55.

Figura 55– Balança utilizada para pesagem dos corpos de prova



Fonte: autoria própria

### 3.2.4 Ensaio de desgaste da roda de borracha / areia seca

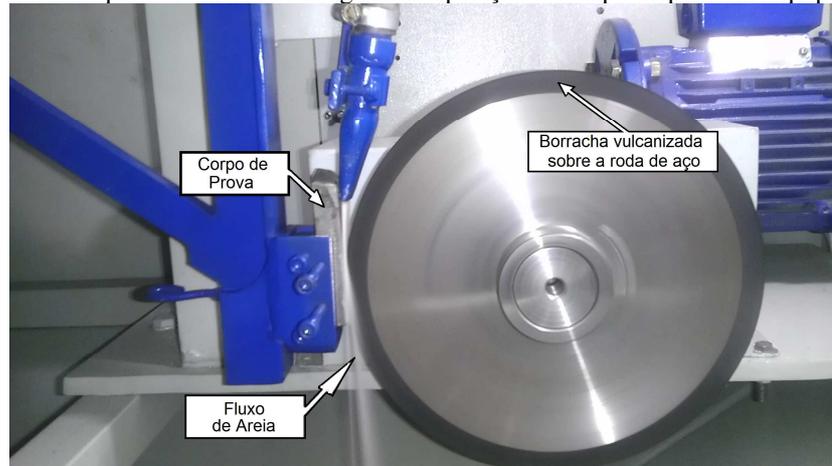
Os corpos de prova com dimensões descritas anteriormente, após seus respectivos ciclos de tratamento térmico, foram limpos, pesados e encaminhados ao abrasômetro do tipo Roda de borracha/areia seca do Laboratório de Vibrações e Tribologia – LAVITRI, do departamento da engenharia mecânica da Faculdade SATC. O procedimento foi conduzido segundo as recomendações exigidas na norma ASTM G65-00. A força exercida pelo corpo de prova sobre a roda de borracha, de acordo com a norma foi de 130 N, e o giro da roda foi fixado em 200 rpm, com uma variação permitida de  $\pm 10$  rpm, totalizando em 6000 ciclos. A areia, com granulometria classificada em 50/70 pela ASF (*American Foundry Society*), teve seu fluxo mantido em 369 g/min. O equipamento utilizado pode ser observado na Figura 56. Foi seguido o mesmo procedimento para todos os corpos de prova e os parâmetros do ensaio estão descritos na Tabela 9. Após os ensaios realizados, foi calculado a média e o desvio padrão da perda de massa foram calculados para cada uma das amostras.

Tabela 9– Parâmetros do ensaio de desgaste

Areia	ASF 50/70
Fluxo de areia	300 a 400 g/min
Força contra cp	130 N
Rotação da roda de borracha	200 $\pm$ 10 rpm
Número de voltas	6.000

Fonte: ASTM G65-00

Figura 56- Máquina de ensaio de desgaste. Disposição do corpo de prova no equipamento



Fonte: autoria própria

### 3.2.5 Macro e microdurezas

A dureza é a resistência de um material à deformação permanente quando uma força ou carga é aplicada a este material.

Foi medida a dureza Brinell em todas as amostras antes da realização do tratamento térmico, segundo a norma NBR-6394 (ABNT) que indica o método a ser seguido, os instrumentos e as condições exigidas para verificação do grau de dureza dos materiais metálicos. Desta forma, foi utilizando um penetrador de esfera de aço temperado com diâmetro de 2,5 mm e com uma aplicação de carga de 1.765,2 N.

Quanto ao ensaio de microdureza, foram realizadas nas dependências do LACAMI (Laboratório de Caracterização Microestrutural), para medir as durezas médias na escala Vickers. Foi utilizado o microdurômetro do fabricante Shimadzu, e feitas as medições na região dos carbonetos e da matriz metálica. As amostras foram submetidas à carga de 98,07 mN aplicados por um tempo de 8 segundos

### 3.2.6 Caracterização micro estrutural

As análises metalográficas foram realizadas sem a necessidade de corte, lixando-se e polindo a amostra com alumina de 0,3  $\mu\text{m}$  em uma politriz metalográfica com disco de feltro de 0,3  $\mu\text{m}$ . A fim de revelar a microestrutura, os corpos de prova foram atacados com reagente químico conforme indicado na Tabela 10.

Foi utilizado o Nital 2%, que trata-se de uma solução de 2 mL de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) em 98 mL de etanol. Este reagente revela os contornos de grãos em aços carbono; exibe

contraste máximo entre perlita e ferrita ou cementita; revela contornos de ferrita; diferencia ferrita de Martensita (Harada, 2012).

Tabela 10– Reagentes utilizados para a revelação das microestruturas

Reagente	Elementos revelados
Nital 2% (100 ml de álcool etílico; 2 ml de ácido nítrico)	Contorno de grãos e contornos na matriz

No presente estudo, será dado maior foco ao carboneto do tipo  $M_7C_3$ , mais refinado, é formado nos ferros fundidos onde o teor de cromo fica acima de 10%. Apesar de sua dureza elevada, pode variar em função do teor de cromo presente no carboneto e da seção em que é efetuada a medição. Estes, à medida que conferem à liga onde estão inseridos, uma elevada dureza, promovem um comportamento frágil à mesma. Com o aumento dos carbonetos, a resistência ao desgaste é aumentada, ou seja, em consequência do aumento do teor de carbono. Por sua vez, a tenacidade é melhorada através da diminuição do teor de carbono, e pelo acréscimo da fração de matriz metálica (Davis, 1996; Santos 2009; Barbosa, 2008).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados dos ensaios metalográficos para avaliar a importância das microestruturas presentes nos ciclos de tratamento térmico e sua influência na resistência ao desgaste abrasivo.

Ensaio de dureza e microdureza também foram realizados na matriz e nos carbonetos para que se tenha uma referência na análise dos dados e influência sobre os resultados.

Assim, são apresentados em seguida os resultados obtidos que nos trazem um melhor entendimento do comportamento do material que nos ajudam a determinar sua melhor faixa de temperatura de austenitização no tratamento térmico executado.

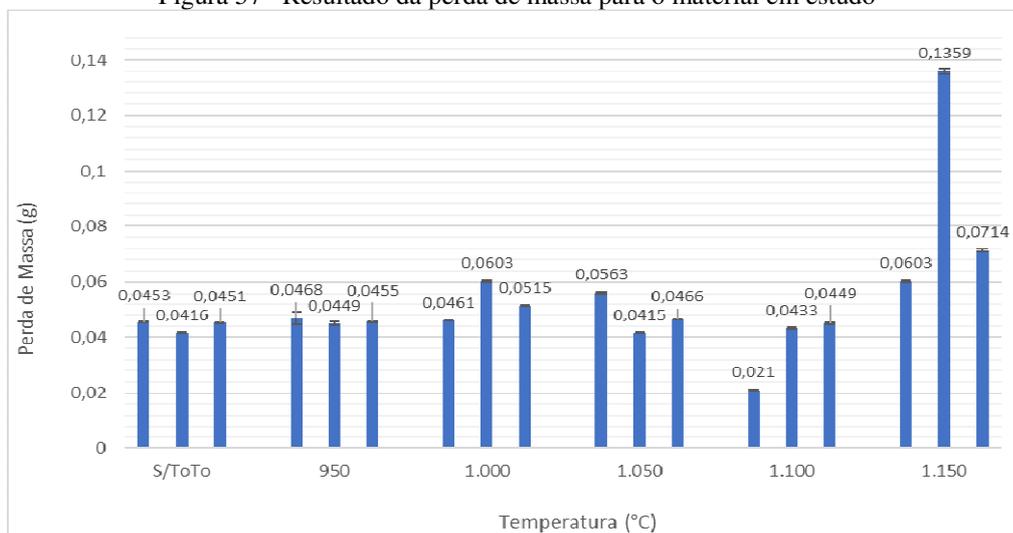
### 4.1 DESGASTE

Em função da presença de algumas diferenças nas microestruturas das amostras, o comportamento em relação ao desgaste também foi diferente, conforme esperado.

Conforme Abdel-Aziz *et al.*, (2017), com o aumento da temperatura de tratamento, os carbonetos precipitados tornaram-se mais grosseiros e menos abundantes e a quantidade de austenita retida aumenta. A matriz martensítica reduz o desgaste da matriz e, por sua vez, reduz a fratura de carboneto, isso proporciona o aumento da resistência ao desgaste abrasivo da liga. Os carbonetos secundários também influenciam o comportamento do desgaste, que fortalece a matriz martensítica, e por sua vez aumenta o suporte mecânico dos carbonetos.

As perdas de massa média para os materiais estudados foram apresentadas na Figura 57. Foram realizadas três pesagens para cada amostra, sendo utilizada sua média para efeito de estudo.

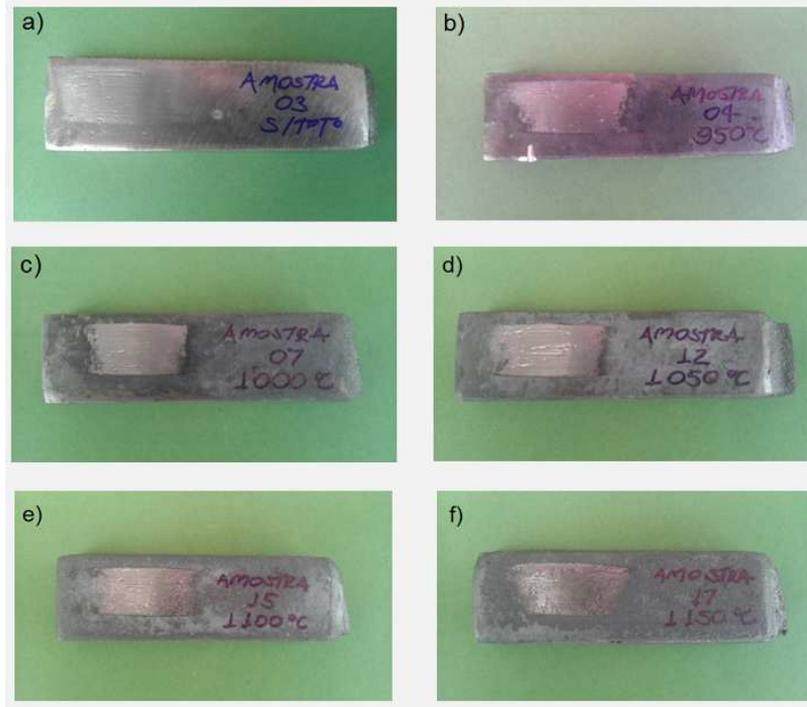
Figura 57– Resultado da perda de massa para o material em estudo



Fonte: autoria própria

O estado final dos corpos de prova após o ensaio de desgaste abrasivo é mostrado na Figura 58.

Figura 58– Corpos de prova após o ensaio de desgaste abrasivo. Dimensões aproximadas: 180 x 25 x 12 mm. a) amostra ciclo “A” (sem tratamento térmico); b) amostra ciclo “B” (950 °C); c) amostra ciclo “C” (1.000 °C); d) amostra ciclo “D” (1.050 °C); e) amostra ciclo “E” (1.100 °C)



Fonte: autoria própria

## 4.2 METALOGRAFIA

Fazendo-se a análise das microestruturas, foi possível verificar algumas diferenças, o que proporcionou um comportamento das amostras também diferente, estando de acordo com a visão da literatura de que o carboneto é um contribuinte significativo para o aumento da resistência ao desgaste abrasivo, Shaoping (2014).

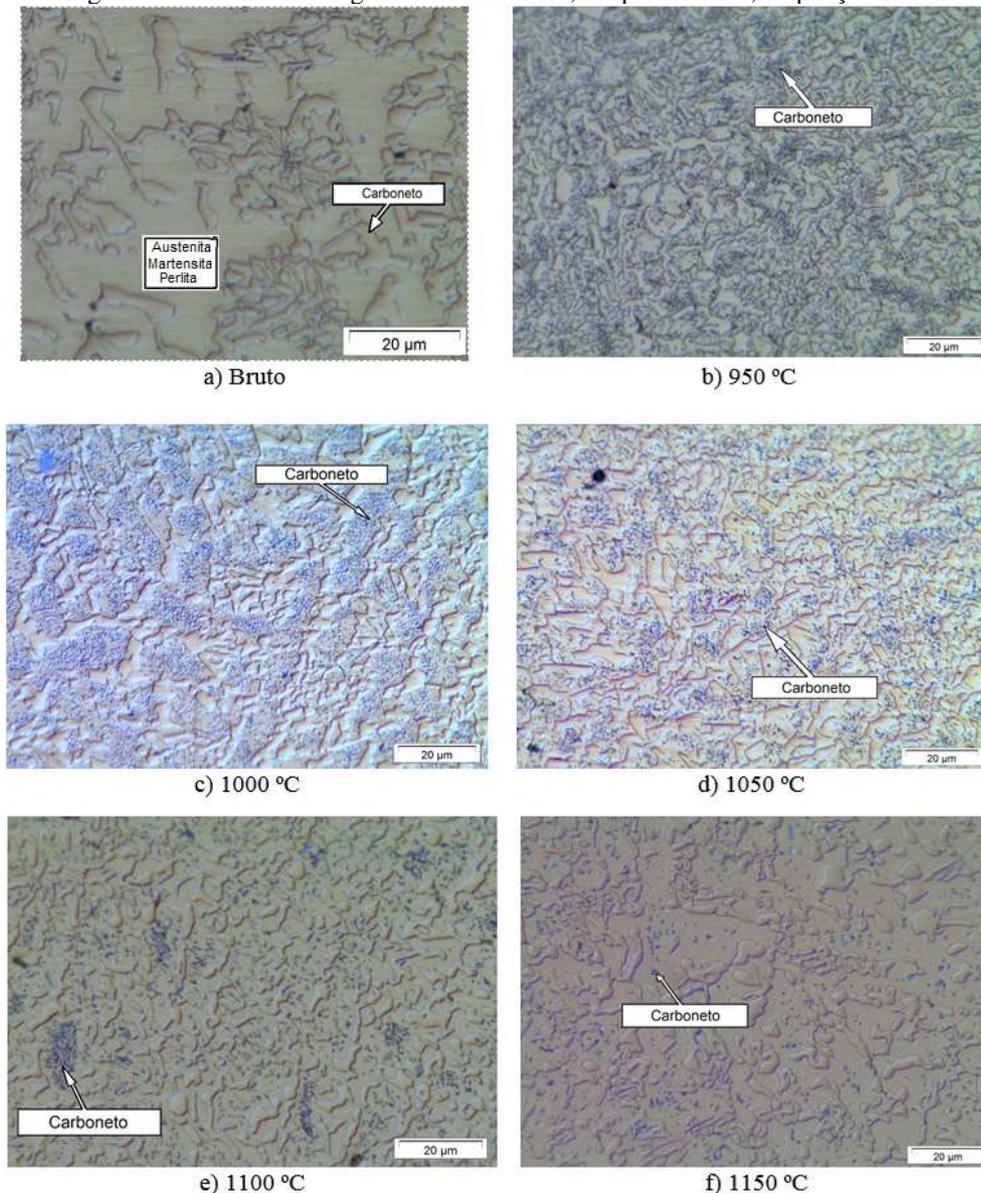
Para cada faixa de temperatura de tratamento térmico, foi escolhida uma amostra para a realização do ensaio metalográfico. Estas mesmas amostras foram submetidas à análise de microdureza, dureza da matriz e percentual de carbonetos. Desta forma pode-se confrontar os resultados.

Tendo em vista a espessura da amostra ser relativamente pequena (12 mm), o resfriamento rápido inibiu o crescimento de algumas estruturas como dendritas de austenita e martensita. A diferença no grau de desenvolvimento dessas estruturas provém da velocidade de resfriamento, conforme foi observado também por Afonso (2012).

As amostras em estado bruto, foram obtidas com a desmoldagem realizada após os moldes estarem em temperatura ambiente. A Figura 59-a mostra uma estrutura predominantemente austenítica com carbonetos eutéticos, confirmando estudos de Tabrett (1997). Em “b”, a presença de carbonetos secundários fica mais evidente. Na Figura 59-a e 59-b, observamos carbonetos maiores, mas em menor número. Com o aumento da temperatura, especificamente à temperatura de 1.000 e 1.050 °C (“c” e “d”), a matriz apresenta uma combinação entre austenita e martensita e os carbonetos tornam-se mais uniformes e em maior quantidade. A partir da temperatura de 1.100 °C (“e” e “f”) ocorreu o coalescimento dos carbonetos secundários e tornaram-se mais difundidos.

Os resultados estão ilustrados na Figura 59.

Figura 59– Análise metalográfica das amostras, ataque nital 2%, ampliação 1000x

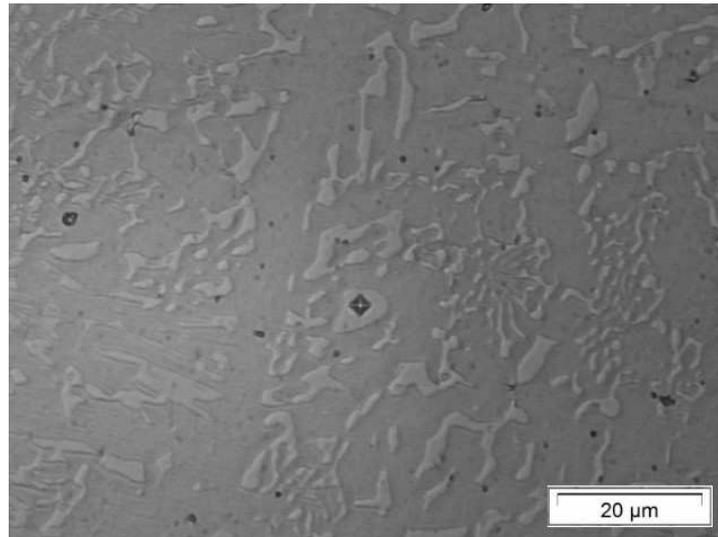


Fonte: autoria própria

### 4.3 MICRODUREZA

A medição da dureza foi efetuada no corpo de prova em bruto de fusão e nos corpos de prova que foram tratados termicamente. Realizou-se a medida de microdureza Vickers na matriz e nos carbonetos, conforme é apresentado na Figura 60.

Figura 60 – Impressão da microdureza realizada na amostra exposta ao tratamento térmico à 1.150 °C



Fonte: autoria própria

A Tabela 11 indica os valores das microdureza encontradas.

Tabela 11– Resultado da análise de microdureza da matriz e dos carbonetos

Amostra	Microdureza Vickers (HV <sub>0,01</sub> )	
	Microdureza da matriz	Microdureza do Carboneto
Ciclo "A"	547,8	1.252,7
Ciclo "B"	876,9	1.625,1
Ciclo "C"	1.039,7	1.316,3
Ciclo "D"	1.039,7	1.718,8
Ciclo "E"	584,9	1.458,5
Ciclo "F"	530,5	842,1

Os dados informados na Tabela 11, representam a média de quatro medições por amostra, e desvio padrão de 113 HV para os carbonetos e 34 HV para a matriz. Foi observado que as amostras do ciclo "C" e "D" tiveram uma dureza mais acentuada da matriz, confirmando os ensaios de Ortega (2005) que atribui essa maior microdureza à maior quantidade de carbonetos por unidade de área precipitados na matriz. Enquanto que a dureza

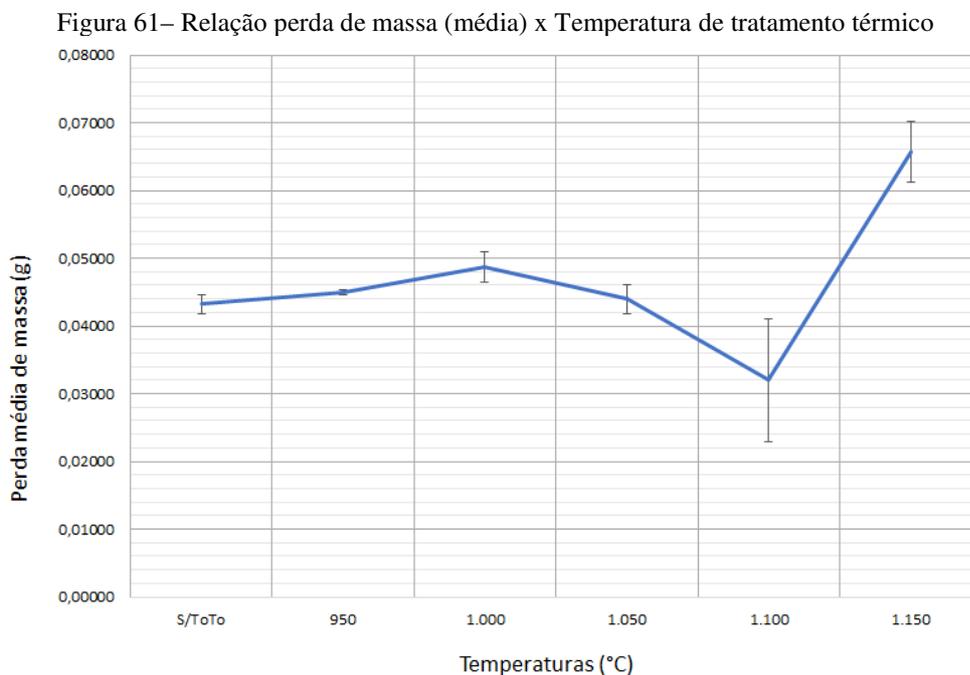
do carboneto foi maior nos ciclos "B" e "D", atribuindo-se este fator à relação entre o volume e tamanho ocupado pelos carbonetos.

#### 4.4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Tendo em vista a espessura das amostras ser relativamente pequena (12 mm), e que devido a velocidade de resfriamento ser elevada, foi considerado que nas amostras tratadas não ocorreram transformações de fase e que a microestrutura é proveniente apenas do tempo de sua permanência na temperatura de tratamento térmico (Afonso, 2012).

Essa consideração não se aplica as amostras brutas de fundição, pois as mesmas foram resfriadas em molde de areia, portanto ocorreram transformações de fases durante o resfriamento. Nessas condições, foi obtido uma microestrutura hipoeutética, apresentando carbonetos em contorno de grão, com uma matriz de austenita supersaturada de cromo e carbono.

Dessa forma, a média da perda de massa das amostras, sob a ação do desgaste abrasivo são mostrados na Figura 61.



Fonte: autoria própria

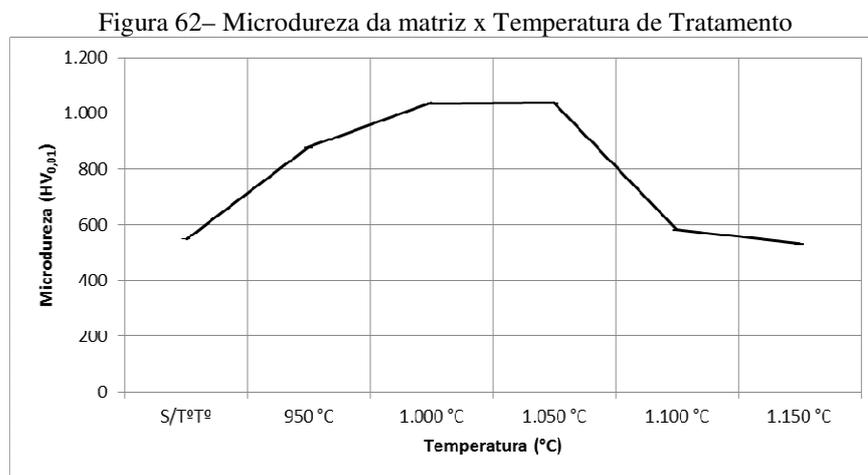
De acordo com o gráfico da Figura 61, a medida que a temperatura de desestabilização da austenita aumenta, o desgaste aumenta em relação a amostra bruta de fundição para, após

1000 °C, o desgaste cair atingindo um ponto ótimo entre 1050 a 1100 °C e em seguida tornando a apresentar a uma forte aceleração.

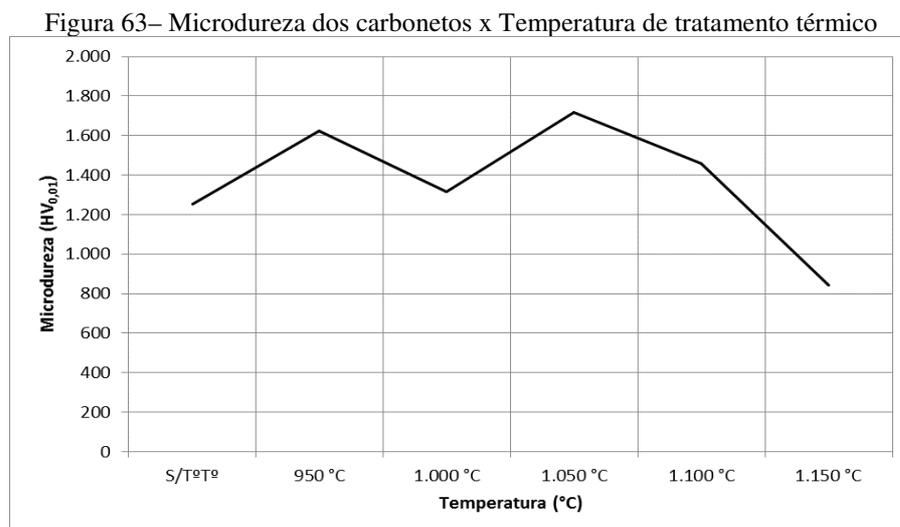
As Figuras 61 e 62 correlacionam a microdureza de seus constituintes com relação ao tempo de desestabilização.

A matriz apresentou uma mudança de dureza significativa, atingindo um ponto máximo entre 1.000 e 1.050 °C, enquanto que a microdureza dos carbonetos teve uma oscilação, até que, acima de 1.100 °C, decaiu repentinamente. Resultados semelhantes foram obtidos por Ortega-Cubillos *et al.*, 2015.

O ponto ótimo deste gráfico coincide com o início da melhora de resistência ao desgaste mostrado nas Figuras 62 e 63.



Fonte: autoria própria



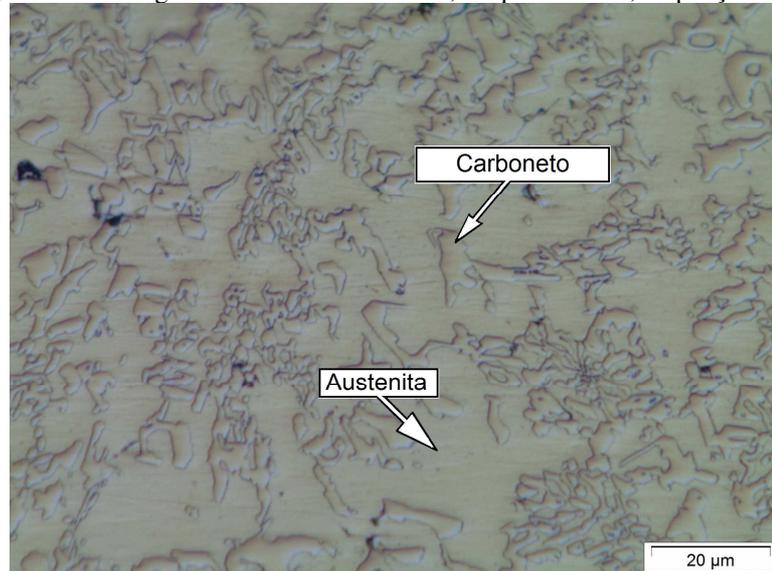
Fonte: autoria própria

De acordo com os resultados, ocorreu uma mudança estrutural significativa da matriz, enquanto que o carboneto primário permanece na faixa de dureza esperada para o  $M_7C_3$ .

A metalografia do corpo de prova em bruto de fundição, ilustrado na Figura 64, mostra os carbonetos eutéticos em contorno de grão, austenita no meio da matriz e martensita na região ao redor dos carbonetos. Conforme estudos de Choi e Chang (1992), as regiões com carbonetos diminuíram a concentração de cromo e carbono ao seu redor, propiciando assim, o aparecimento de martensita.

Sendo assim foi considerado que a austenita da matriz estava supersaturada destes elementos. Esta ocorrência também foi observada por Ortega-Cubillos *et al.*, 2015.

Figura 64– Micrografia da amostra ciclo “A”, ataque nital 2%, ampliação 1000x



Fonte: autoria própria

Comparando com os resultados da microdureza, ocorreram duas transformações, que também foram verificadas por Higuera-Cobos *et al.*, (2015):

- Austenita supersaturada de cromo e carbono libera o excedente, a partir do limite de solubilidade, como carbonetos secundários;
- Na medida em que a austenita libera esse excedente, a austenita transforma-se em martensita devido ao resfriamento rápido.

O aparecimento dos carbonetos secundários é devido a precipitação de finos carbonetos coerentes com a matriz. A característica básica do processo é que o pico de endurecimento é atingido, quando esses precipitados atingem uma distribuição ideal. A partir do momento que os carbonetos perdem a incoerência, a dureza passa a decrescer, motivado

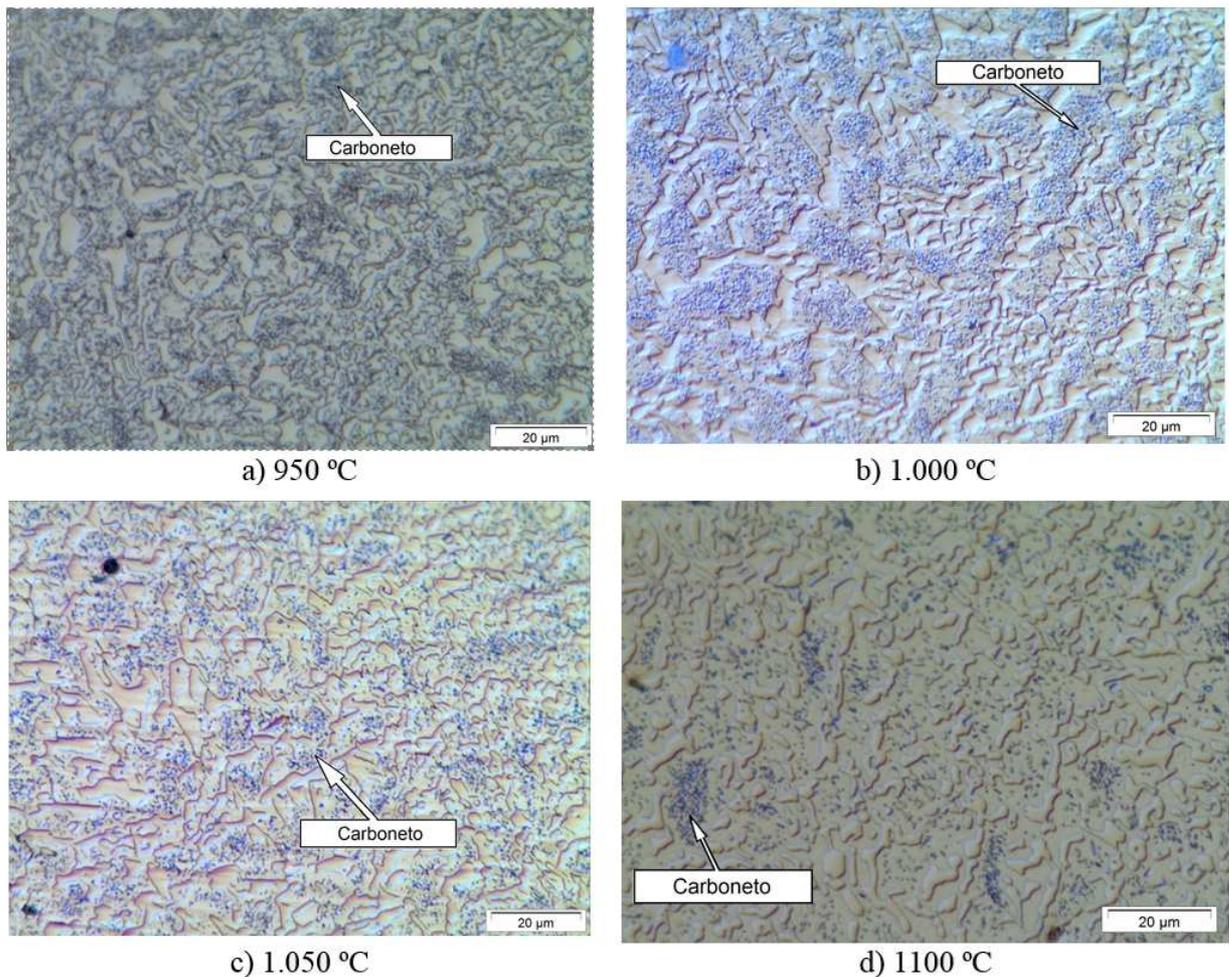
pelo coalescimento desses carbonetos secundários promovido pelo aumento de temperatura de desestabilização.

Esse pico pode ser acompanhado tanto pela curva de microdureza, quanto pela metalografia do material exibida na Figura 65-b e 65-c.

Dessa forma a resistência ao desgaste é otimizada pelo aumento da dureza da matriz, promovendo a diminuição do desgaste abrasivo e o consequente arrancamento das fases mais duras. Conforme Pokusová (2016), essa característica de resistência à abrasão depende do tipo, forma e número de carbonetos que se encontram em sua estrutura. A influência da dureza da matriz é ilustrada no gráfico exibido na Figura 62.

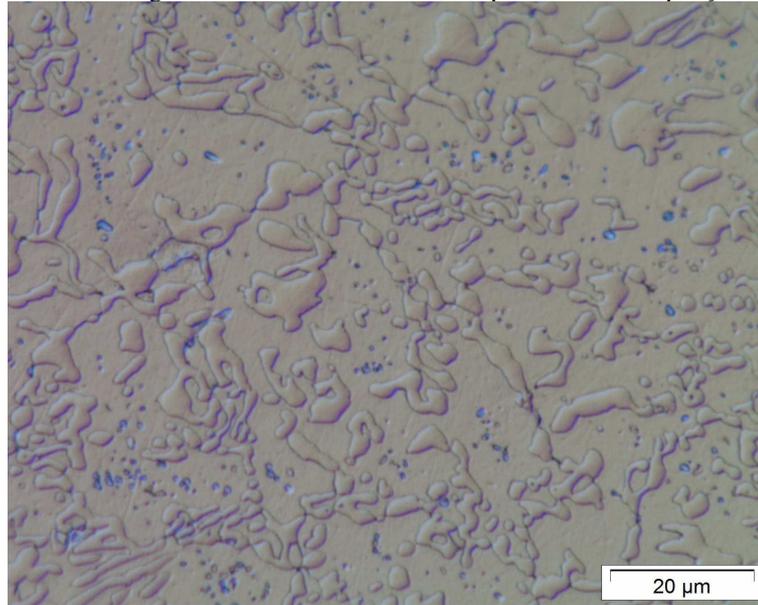
A Figura 65 mostra a evolução da precipitação de carbonetos, que segundo Ortega-Cubillos (2015), é em decorrência do aumento da solubilidade de carbono e cromo na austenita. Na temperatura de 1100 °C há uma redução drástica da quantidade desse precipitado, para uma dissolução a 1150 °C como mostra a Figura 66.

Figura 65– Evolução da precipitação de carbonetos, ataque nital 2%, ampliação 1000x



Fonte: autoria própria

Figura 66– Micrografia da amostra ciclo “F”, ataque nital 2%, ampliação 1000x



Fonte: autoria própria

Foi observado inclusive, que os carbonetos primários também sofreram transformação, na amostra bruta de fundição eles estão na forma típica do  $M_7C_3$  alongado e em ilhas ao longo do contorno de grão, conforme publicado por Durand-Charre (2004). À medida que a temperatura de estabilização aumenta, estes vão perdendo suas arestas, tendendo a ficar arredondados, isto porque estes carbonetos vão coalescendo e sendo dissolvidos na matriz, fornecendo cromo e carbono para formação de novos carbonetos na matriz, observados na Figura 64.

Como carbonetos de cromo  $M_7C_3$  são resistentes a temperaturas, e para essa liga não há relação estequiométrica para formação destes carbonetos puros, aqueles com menor grau de pureza coalescerão primeiro.

## 5 CONCLUSÕES

Após a análise e exposição dos resultados de acordo com a proposta delineada para esta dissertação ficou demonstrado que o comportamento das amostras submetidas à diferentes temperaturas de desestabilização, apresentou diferenças significativas entre as mesmas.

O controle de tratamento térmico em ligas de alto cromo torna-se indispensável no ramo das fundições, permitindo a produção de produtos com excelente qualidade, com uma otimização do processo, e minimizando perdas não somente por motivos de durabilidade das peças, mas no próprio tratamento térmico, em que muitas vezes são utilizadas temperaturas superiores ao recomendado.

De acordo com a análise metalográfica, foi possível observar a microestrutura da amostra sem tratamento térmico, que compreende basicamente de austenita, carbonetos eutéticos, com uma pequena porção de martensita.

Os ensaios de desgaste indicam que para a liga em estudo, a dureza está diretamente ligada ao desgaste abrasivo. Constatou-se que a amostra com maior taxa de desgaste, foi submetida ao tratamento térmico a 1.150 °C e apresentou simultaneamente a dureza mais baixa.

A resistência à abrasão da liga analisada mostrou derivar da microdureza da matriz, do tamanho dos carbonetos e da sua dispersão na matriz. Nas amostras tratadas termicamente à 1.000 e 1.050 °C, a matriz e os carbonetos tiveram seus valores máximos de microdureza. Nesse momento, os carbonetos apresentaram-se de maneira mais dispersa. Em temperaturas superiores, os carbonetos apresentaram um declínio na sua microdureza, quando foram diluídos na matriz, que também apresentou uma redução em sua microdureza.

O tratamento térmico causou a desestabilização da austenita e precipitação de carbonetos secundários. Com o aumento da temperatura do tratamento térmico, os carbonetos se tornaram mais dispersos, até o limite de 1.050 °C.

Considerando os ensaios realizados, observou-se que as amostras que tiveram melhor desempenho em relação ao desgaste abrasivo foram submetidas à temperatura de tratamento térmico de 1050 °C.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTURO

Como sugestões para trabalho futuro, citam-se:

- Analisar a influência da austenitização na resistência ao impacto.
- Verificar a influência do tempo de encharque na propriedade de resistência ao desgaste abrasivo.
- Analisar a influência nas propriedades mecânicas através da execução de outros ciclos de austenitização.
- Avaliar o efeito do volume de carbonetos na resistência ao desgaste abrasivo.
- Avaliar outros tratamentos térmicos visando obter outras microestruturas.
- Analisar as amostras com melhores rendimentos, executando um intervalo menor de faixa de temperatura de austenitização.
- Comparar os resultados obtidos com outros ensaios de desgaste por abrasão.

## REFERÊNCIAS

ABDEL-AZIZ, K.; EI-SHENNAWY, M.; OMAR, A. Microstructural Characteristics and Mechanical Properties of Heat Treated High-Cr White Cast Iron Alloys. **International Journal of Applied Engineering Research**. V.12, n.14, p. 4675-4686, 2017.

AFONSO, A.F. **Estudo da resistência ao desgaste de um ferro fundido branco de alto crômio**. 2012. 64 f. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Porto, 2012.

ALBERTIN, E. Desgaste Abrasivo. 58° CONGRESSO ANUAL DA ABM – ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA, MATERIAIS E MINERAÇÃO, 55 p. 2003. Rio de Janeiro, 2003.

ALLEN, C.; BALL, A. A review of the performance of engineering materials under prevalent tribological and wear situations in South African industries. **Tribology International**, v. 29, n. 2, p.105-116, 1996.

ASENSIO, J; PERO-SANZ, J.A; VERDEJA, J. I. Microstructure Selection Criteria for Cast Irons with more than 10 wt. % Chromium for Wear Applications. **Materials characterization**. Vol. 49, p.83-93, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM A532-99**. Standard specification for abrasion-resistant cast irons. West Conshohocken, PA, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM G40-99**. Standard terminology relating to wear and erosion. West Conshohocken, PA, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM G65-00**. Standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus. West Conshohocken, PA, 2000.

BALDAM, R. L.; VIEIRA, E. A. **Fundição: processos e tecnologias correlatas**. São Paulo: Érica, 384 p. 2013.

BARBOSA, A.S.O.Q.F. **Efeito do crômio na microestrutura e no comportamento ao desgaste abrasivo de ferros fundidos**. 2008. 61 f. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Porto, 2008.

BERALDO, L.G. **Avaliação da resistência ao desgaste de aços inoxidáveis conformados por spray**. 2007. 100 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de São Carlos. Programa de pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, São Carlos, 2011.

BLAU, P.J., BUDINSKI, K.J. Development and use of ASTM standards for wear testing. **Wear**. 1999. p.1159-1170.

BUCHELY, M. F. *et al.* The Effect of Microstructure on Abrasive Wear of Hardfacing Alloys. **Tribology International**. v.259, p.52-61, 2005.

CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 7th Edition. Nova York. p. 366-372, 2007.

CASTRO, I.B. **Comportamento ao desgaste microabrasivo de ligas NiTi**. 2014. 108 f. Dissertação (Mestrado). Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais. Universidade de Brasília, Brasília. 2014

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 6a Edição. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, p. 447-472. 2005.

CHOI, J. W.; CHANG, S.K. Effects of molybdenum and copper addition on microstructure of high chromium cast irons rolls. **ISIJ International**. ChunNan. vol.32. n. 11, p. 1170-1176, Set. 1992.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4ª ed. São Paulo: Editora Blucher. 652 p. 2008.

CORRÊA, E.O. **Avaliação da resistência ao desgaste de ligas desenvolvidas para solda de revestimento duro para uso sob condições altamente abrasivas**. 2005. 171 f. Tese (Doutorado) – Universidade Federal de São Carlos. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, São Carlos, 2005.

DALLMANN, J. **Projeto, construção e validação de um abrasômetro roda de borracha**. 2012. 78 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Centro de Ciências Tecnológicas, Joinville, 2012.

DANTZIG, J.A. RAPPAZ, M. **Solidification**. EPFL Press, Lausanne, 2009.

DAVIS, J. Cast Irons. In ASM Specialty Handbook. ASM International, Materials Park, OH, USA. 1996. P 3-17.

DOGAN, O.N; LAIRD, G; HAWK, J.A. Abrasion Resistance of the Columnar Zone in high Cr white Cast Irons. **Wear**. Albany. vol.181-183, p. 342-349, Out. 1995.

DOITPOMS. **Banco de imagens metalográficas**. Disponível em: <<http://www.doitpoms.ac.uk/miclib/micrograph.php?id=798>> Acesso em: 5 jul. 2014.

DURAND-CHARRE, M. **Microstructure of Steels and Cast Irons**. 1 ed. Berlin: Springer-Verlag, 2004. 406 p.

EYRE, T.S, Friction and Wear of Cast Irons. In: Metals Handbook Metals Park: ASM International, 1988. Vol. 18, p. 695-701.

FARAH, A. F. **Desenvolvimento de uma liga de ferro fundido branco alto cromo com nióbio, tratada termicamente, para resistência ao desgaste abrasivo**. 1997. 130 f.

Dissertação (Mestrado) - Universidade de São Paulo. Ciência e Engenharia de Materiais, Institutos de Física e Química da Escola de Engenharia de São Carlos, São Paulo, 1997.

GÂMBARO, L.S. **Proposta de otimização de processos de fabricação de peças cilíndricas por meio da têmpera por retificação**. 2006. 117 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Metodista de Piracicaba. Santa Bárbara d'Oeste, 2006

GONÇALVES, M. **Desenvolvimento de abrasômetro ASTM G65 para simulação de desgaste abrasivo na superfície de roletes de carga**. 2017. 69 f. Trabalho de Conclusão (Graduação) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2017.

GUNDLACH, R. B. High-Alloy White Irons. In: *Metals Handbook; Casting*. Metals Park. ASM International, 1988. Vol. 15. p.678-685.

HARADA, A.; FUKUGAUCHI, C.S.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S. Influência da microestrutura sobre as propriedades mecânicas de um aço TRIP-800. In: *CONFERÊNCIA BRASILEIRA SOBRE TEMAS DE TRATAMENTO TÉRMICO*. 6, 2012, Atibaia, 11 f.

HIGUERA-COBOS, O.F. DUMITRU, F.D.; MESA-GRAJALES, D.H. **Improvement of abrasive wear resistance of the high chromium cast iron ASTM A-532 through thermal treatment cycles**. 2016. vol. 25 (41). p. 93-103, Abr, 2016.

HURD, P.S. **Metallic Materials: An Introduction to Metallurgy**. 1 Ed. Nova York. p. 292-295, 1968

HUTCHING, I.M. **Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials**. 1a Ed. Londres, p. 82-86 e 133-197, 1992.

IKEDA, M. *et al.* Effect of molybdenum addition on solidification structure, mechanical properties and wear resistivity of high chromium cast irons. **ISIJ International**. Tokio. vol. 32, p. 1157-1162. Jun. 1992.

INFOMET. Aços & Ligas – Ferros Fundidos. Efeitos dos elementos de liga. Disponível em: < <http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=148>> Acesso em: 16 de Agosto de 2017.

ISRAEL, C.L. **Estudo comparativo da resistência ao desgaste e ao impacto de ferros fundidos de alto desempenho**. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, 2005.

KALPAKJIAN, S. Manufacturing engineering and technology. In: **Tribology: Friction, Wear and Lubrication**. Addison-Wesley. Illinois. p. 969-989, 1995.

KARANTZALIS, A.E., LEKAYU, A., MAVROS, H. Microstructural modifications of as-cast high-chromium White iron by heat treatment. **Journal of materials engineering and performance**. vol. 18. p. 174-181. 2009.

KOPYCINSKI, D. *et al.* Analysis of the High Chromium Cast Iron Microstructure after the Heat Treatment. **Archives of Foundry Engineering**. Kraków. vol. 14. p. 43-46. Mai. 2014

LAIRD, G.; GUNDLACH, R.; RÖHRIG, K. **Abrasion-resistant cast iron handbook**. American Foundry Society. 222 p. 2015.

LIMA, A. C.; FERRARESI, V. A. Análise da microestrutura e da resistência ao desgaste de revestimento duro utilizado pela indústria sucroalcooleira. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo. vol. 14. n. 2. 2009. p. 140-150.

LINSMAYER, E. Manutenção Industrial - Boas práticas de manutenção - **Produtos & Serviços**. p. 20, 2010.

MARATRAY, F., POULALION, A. **Austenite Retention in High-Chromium White Irons**. Paris. vol. 90. p. 795-804. American Foundry Society. 1982.

MARATRAY F.; USSEGLIO R. **Factors affecting the structure of chromium and chromium**. Paris. 32 p. 1970

MARIOT, P. **Estudo do efeito do teor de molibdênio no endurecimento dos ferros fundidos brancos de alto cromo**. 2010. 121 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Florianópolis, 2010.

MARTINS, L.P.R. **Avaliação das propriedades físicas dos ferros fundidos pelos métodos de ensaios não destrutivos: ultrassom e frequência de ressonância**. 2015. 201 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado de Santa Catarina. Pós-graduação em Ciências e Engenharia dos Materiais, Joinville, 2015.

MARTINS, R. R. **Comparação das propriedades mecânicas e de fadiga entre ferro fundido vermicular e cinzento utilizados em blocos de motor diesel**. 2012. 102 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, 2012.

MATSUBARA, Y. *et al.* **Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements**. *Wear*. vol. 250. p. 502-510. 2001.

MILLER, J.E. Friction, Lubrication and Wear Technology. In: *Metals Handbook*. ASM International. Vol. 18. p. 233. 1988.

NOBLE, D. N. **Factors Which Affect Abrasive Wear Resistance of Hardfacing Weld Deposits**. A Review of the Literature. The Welding Institute, 26 p. Out. 1984.

NOVELLI, L.A. **Contribuição aos estudos dos mecanismos de interação das partículas abrasivas com as microestruturas de ferros fundidos em processo de desgaste**. 2004. 101 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Ouro Preto, 2004.

OLIVEIRA, B. F. **Fundição**. Universidade Federal de Santa Maria, Colégio Técnico Industrial de Santa Maria. Rede e-Tec Brasil, Belém, Santa Maria, 2013

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

PENAGOS, J.J. **Efeito do refinamento da microestrutura e da adição de nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos de alto cromo**. 2016. 140 f. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

PEREIRA, C. H. S. **Um estudo sobre a dureza e os mecanismos de desgaste de materiais metálicos em altas temperaturas**. 2010. 67 f. Trabalho de Conclusão (Graduação) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2010.

POKUSOVÁ, M. *et al.* **Abrasion Wear Behavior of High-chromium Cast Iron**. Archives of foundry engineering. Bratislava, Slovakia. vol 16. p. 69-74. 2016

RADI, P.A. *et al.* Tribologia, Conceitos e Aplicações, **13º Encontro de Iniciação Científica e de Pós-Graduação do Instituto de Tecnologia de Aeronáutica - XIII Encontro de Iniciação Científica**, São José dos Campos. 2007

RIBEIRO, R. **Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos soldados do tipo Fe-C-Cr utilizados na indústria sucroalcooleira**. 2004. 118 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Ilha Solteira, 2004.

ROZHKOVA, E.V.; ROMANOV, O. M. **Hardenability of wear resistant alloy cast irons**. **Moskow Institute of Steel and Alloys**, p. 491-494, 1985.

SANTOS, J.F.M.D. **Caracterização e estudo do amaciamento e endurecimento de ferros fundidos brancos de alto cromo**. 2009. 77 f. Trabalho de Conclusão (Mestrado) – Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Porto, 2009.

SHAOPING, Z. et al. Heat Treatment Effect on Microstructure, Hardness and Wear Resistance of Cr26 White Cast Iron. **Chinese Journal of Mechanical Engineering**. 8 f. Shangai, 2014.

SINATORA, A.; ALBERTIN, E. Sequência de solidificação e metalografia quantitativa de ferros fundidos brancos com 15% de cromo. **Instituto de Pesquisas tecnológicas**. n. 1951, 1992.

SOUZA, C.J. **Desgaste abrasivo em compósitos metal/cerâmicos: Estudo aplicado ao desenvolvimento de coroas de perfuração**. 2011. 89f. Dissertação (Mestrado em engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2011.

SPUZIC, S. *et al.* Wear of hot rolling mills rolls: an overview. **Wear**. Switzerland, v. 176, n°2, 1999. p.261-271.

STACHOWIAK, G.W.; BATCHERLOR, A.W. **Engineering Tribology**. Amsterdam, Elsevier. 832 p. 2005.

STEFANESCU, D. M. Classification of Ferrous Casting Alloys. In: ASM Handbook; Casting. Metals Park: ASM International, 1998. Volume 15, p.627.

TABRETT, C.P., SARE, I.R. The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons. **Wear**. vol. 203-204. p. 206-219. 1997.

TABRETT, C.P.; SARE, I. R.; GHOMASHCHI, M.R. Microstructure-property relationships in high chromium white cast iron alloys. **International materials reviews**. vol. 41, n. 2, 1996. p. 59-81.

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

TYLCZAK, J. H. Abrasive wear. In: ASM Handbook Friction, lubrication and wear technology. v.18. 1992. p. 184-190.

VATAVUK, J.; VILLAR, C.A. Ferro fundido nodular com nióbio para aumento da resistência ao desgaste de anéis de pistão de motores de combustão interna. **Fundição e Serviços**. São Paulo, n. 128, p. 138-145, Ago. 2003

VILLABÓN, L.; SINATORA, A. Construção e instrumentação de abrasômetro do tipo roda-de-borracha para o estudo do comportamento tribológico de aços. **Revista da Associação Portuguesa de Análise Experimental de Tensões**. v. 13. 2006. p.11-16.

WIENGMOON, A. *et al.* Microstructural and crystallographical study of carbides in 30wt%Cr cast irons. *Acta Materialia*. v. 53. p. 4143-4154. Jun. 2005

WIENGMOON, A.; CHAIRUANGSRI, T.; PEARCE J.T.H. A microstructural study of 30wt%Cr-2,3wt%C high chromium cast irons. **ISIJ International**. vol. 44. n. 2. p. 396-406, Set. 2003.

ZHOU J. Color metallography of cast iron. **China Foundry**, 2009. 6(1) p. 57-69.

ZUM GAHR; K.H., ELDIS, G.T. **Wear**. Lausanne. v. 64. p. 175-194, 1980.

ZUM GAHR, K. Microstructure and wear of materials. **Tribology Series**. Elsevier. Amsterdam, 1987. 560p.