

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação

AMANDA OLIVEIRA E SOUZA

**INFLUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE RECOZIMENTO E
DESESTABILIZAÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE UMA LIGA
DE FERRO FUNDIDO BRANCO ALTO CROMO COM NIÓBIO**

Belo Horizonte

2021

AMANDA OLIVEIRA E SOUZA

**INFLUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE RECOZIMENTO E
DESESTABILIZAÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE UMA LIGA
DE FERRO FUNDIDO BRANCO ALTO CROMO COM NIÓBIO**

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

Orientadora: Profa. Dra. Ivete Peixoto Pinheiro

Belo Horizonte

2021

S729i Souza, Amanda Oliveira e.
Influência dos tratamentos térmicos de recozimento e
desestabilização na resistência ao desgaste de uma liga de ferro
fundido branco alto cromo com nióbio / Amanda de Oliveira e Souza.
– 2021.
117 f. : il.

Orientadora: Ivete Peixoto Pinheiro

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

1. Ferro fundido. 2. Desgaste abrasivo. 3. Nióbio. 4.
Recozimento. I. Pinheiro, Ivete Peixoto. II. Título.

CDD: 669.1413

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por me conceder sabedoria e persistência e me amparar em todos os momentos da vida.

Aos meus pais, meus maiores exemplos, pelo incentivo, apoio e compreensão.

À minha orientadora, Dra. Ivete Peixoto Pinheiro, por me auxiliar neste desafio com conhecimento, paciência e prontidão.

Ao Anderson Edson da Silva, pela ajuda e fornecimento do material necessário para a execução deste trabalho.

À FAPEMIG pelo apoio financeiro.

Ao CEFET-MG, pela disponibilidade de recursos e laboratórios para a execução de procedimentos experimentais.

RESUMO

O grande desafio enfrentado pelas empresas é obter elevada produtividade com o mínimo custo. O desgaste abrasivo interfere significativamente na produção e nos custos das empresas, especialmente de mineradoras, provocando perda de componentes e equipamentos e resultando em um aumento do tempo ocioso de máquinas e dos custos de manutenção. O desenvolvimento de materiais resistentes ao desgaste abrasivo é o foco de muitas pesquisas. O ferro fundido branco alto cromo (FFBAC) tem sido amplamente utilizado devido às suas excelentes propriedades de resistência ao desgaste abrasivo. A adição de elementos de liga no FFBAC, como o nióbio, vanádio, níquel, molibdênio e boro é utilizada com o objetivo de aprimorar as propriedades mecânicas e obter uma liga ainda mais resistente. O tratamento térmico de desestabilização é utilizado nas ligas de FFBAC com o objetivo de precipitar carbonetos secundários para desestabilizar a austenita e obter matrizes martensíticas de elevada dureza e resistência ao desgaste, sendo influenciado significativamente pelos parâmetros utilizados. O tratamento térmico de recozimento é utilizado para fins de alívio de tensões, usinagem do material e sua aplicação antes do tratamento térmico de desestabilização pode promover uma maior precipitação de carbonetos secundários. O presente trabalho constituiu na avaliação da influência de ambos os tratamentos térmicos na resistência ao desgaste abrasivo de uma liga FFBAC com nióbio. Foi verificada a presença de carbonetos NbC compactos que atuaram como barreiras de proteção para a matriz. O tratamento térmico de desestabilização possibilitou a transformação da matriz austenítica em martensítica, sendo que a aplicação do recozimento prévio intensificou a precipitação de carbonetos M_7C_3 e possibilitou a formação de um material com elevada dureza e resistência ao desgaste com apenas 0,5h de desestabilização, sendo que em materiais sem recozimento, a maior dureza apresentada foi com 3h de desestabilização. Portanto, o recozimento realizado antes da desestabilização promoveu uma redução no tempo de desestabilização. As taxas de desgaste das amostras recozidas e desestabilizadas apresentaram uma redução comparada às amostras sem recozimento e desestabilizadas. Desta forma, o fator determinante na obtenção de elevada dureza e na redução das taxas de desgaste foi a realização prévia do tratamento térmico de recozimento.

Palavras-Chave: Ferro fundido branco alto cromo. Desgaste abrasivo. Nióbio. Recozimento. Desestabilização.

ABSTRACT

The big challenge faced by companies is to obtain high productivity with minimal cost. Abrasive wear significantly interferes with production and costs of companies, especially for mining companies, causing loss of components and equipment and resulting in an increase in machine downtime and maintenance costs. The development of materials resistant to abrasive wear is the focus of much research. High chromium cast iron (HCCI) has been widely used due to its excellent abrasive wear resistance properties. The addition of alloy elements in, such as niobium, vanadium, nickel, molybdenum and boron is used in order to improve the mechanical properties and obtain an even more resistant alloy. The thermal treatment of destabilization is used in HCCI alloys in order to precipitate secondary carbides to destabilize the austenite and obtain martensitic matrices of high hardness and wear resistance, being significantly influenced by the parameters used. The annealing heat treatment is used for tension relief, machining the material and its application before the thermal destabilization treatment can promote a greater precipitation of secondary carbides. The present work consisted in evaluating the influence of both heat treatments on the abrasive wear resistance of an HCCI alloy with niobium. The presence of compact NbC carbides was verified, which acted as protective barriers for the matrix. The thermal treatment of destabilization enabled the transformation of the austenitic matrix into martensitic, and the application of previous annealing intensified the precipitation of M_7C_3 carbides and enabled the formation of a material with high hardness and resistance to wear with only 0.5h of destabilization, being that in materials without annealing, the greatest hardness presented was with 3h of destabilization. Therefore, the annealing performed before destabilization promoted a reduction in the destabilization time. The wear rates of the annealed and destabilized samples showed a reduction compared to the unannealed and destabilized samples. The determining factor in obtaining high hardness and reducing wear rates was the previous performance of the annealing heat treatment.

Keywords: High chromium white cast iron. Abrasive wear. Niobium. Annealing. Destabilization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fenômenos estudados pela Tribologia	16
Figura 2 - Componentes do sistema tribológico	17
Figura 3 - Tipos de desgaste	17
Figura 4 - Aço inoxidável com desgaste adesivo	18
Figura 5 - Componentes com desgaste por fadiga de contato devido à falta de lubrificação.....	19
Figura 6 - Desgaste por oxidação.....	20
Figura 7 - Desgaste provocado por partículas de minério de ferro em componentes de um hidrociclone	21
Figura 8 - Representação do processo de desgaste abrasivo do FFBAC.....	22
Figura 9 - Esquema de desgaste a dois e a três corpos	23
Figura 10 - Superfícies com desgaste abrasivo por deslizamento e rolamento	24
Figura 11 - Desgaste abrasivo a baixa tensão em facas e martelos desfibradores	25
Figura 12 - Abrasão à alta tensão	26
Figura 13 - Abrasão por goivagem	26
Figura 14 - Mecanismos de desgaste.....	28
Figura 15 - Ensaio de desgaste do tipo pino sobre disco	30
Figura 16 - Esquema do ensaio de desgaste do tipo roda de borracha	31
Figura 17 - Superfície de FFBAC desgastada pelo ensaio roda de borracha	32
Figura 18 - Taxa de desgaste x tamanho de carbonetos em ensaio pino sobre disco	32
Figura 19 - Uso de chapas de desgaste (chutes) que sofrem abrasão devido ao deslizamento do material.....	34
Figura 20 - Variação da dureza em função da FVC e da matriz.....	37
Figura 21 - Microestrutura de um FFBAC com carboneto primário M_7C_3 em matriz austenítica.	39
Figura 22 - Microestruturas típica de ferros fundidos brancos alto cromo no estado fundido.....	39
Figura 23 - Superfície liquidus do sistema Fe-Cr-C.....	41
Figura 24 - Projeção do Diagrama Cr-C	42
Figura 25 - Microestruturas de um ferro fundido branco com 15%Cr	43
Figura 26 - Morfologia carbonetos secundários $M_{23}C_6$	43
Figura 27 - Carbonetos secundários formados em uma liga Ni-Hard com tratamento térmico a 800°C	44
Figura 28 - Morfologia dos carbonetos secundários M_7C_3	45
Figura 29 - Relação entre teor de cromo dos carbonetos e dureza.....	46
Figura 30 - Produção de nióbio no Brasil em toneladas	48
Figura 31 - MEV de ligas FFBAC com adição de Nb.....	50

Figura 32 - Efeito do Nb na resistência ao desgaste	51
Figura 33 - Perda por desgaste abrasivo versus teor de nióbio	52
Figura 34 - Volume de carbonetos secundários em função do tempo e temperatura de desestabilização	54
Figura 35 - Dureza x temperatura de austenitização para os tempos de 1; 3 e 5 horas	56
Figura 36 - Análise metalográfica amostras FFBAC.....	56
Figura 37 - Durezas após desestabilização da liga ferro fundido branco II D no estado bruto de fusão.....	59
Figura 38 – Durezas das amostras após desestabilização no estado inicial recozido	59
Figura 39 - Relação da quantidade de carbonetos , temperatura, macrodureza e microdureza das amostras desestabilizadas sem recozimento	60
Figura 40 - Relação da quantidade de carbonetos secundários, temperatura, macrodureza e microdureza das amostras desestabilizadas a partir do estado inicial recozido.....	61
Figura 41 - Microscopias ópticas das ligas sem tratamento térmico	62
Figura 42 - Microscopias ópticas das ligas tratadas termicamente	63
Figura 43 - Procedimentos e métodos.....	65
Figura 44 - Molde para fundição dos corpos de prova	66
Figura 45 – Microestrutura da liga no estado bruto de fusão	67
Figura 46 - Microestrutura amostras recozidas	68
Figura 47 - Amostra antes da preparação	69
Figura 48 - Amostras estado bruto de fusão e recozidas após corte.....	69
Figura 49 - Identificação das amostras.....	70
Figura 50 – Rota dos tratamentos térmicos realizados nas amostras	71
Figura 51 - Amostras prontas para o tratamento térmico de revenimento.....	72
Figura 52 - Amostras sendo pesadas em balança analítica	75
Figura 53 - Equipamento utilizado no ensaio roda de borracha	76
Figura 54 - Amostras desgastadas após ensaio roda de borracha	76
Figura 55 - Difractometria de raios X.....	78
Figura 56 - Microscopia óptica amostras sem e com recozimento.....	81
Figura 57 - Espectros EDS matriz das amostras sem recozimento e desestabilizadas	84
Figura 58 - Espectros EDS carbonetos eutéticos primários das amostras sem recozimento e desestabilizadas	85
Figura 59 - Espectros EDS carbonetos de nióbio amostras sem recozimento e desestabilizadas	86
Figura 60 - Espectros EDS carbonetos eutéticos e primários das amostras recozidas e	

desestabilizadas	88
Figura 61 - Espectros EDS matriz amostras recozidas e desestabilizadas	89
Figura 62 - Espectros EDS carbonetos de nióbio amostras recozidas	90
Figura 63 - Microestruturas das ligas tratadas termicamente (MEV)	92
Figura 64 - Morfologia dos carbonetos secundários	94
Figura 65 - Carbonetos de nióbio	95
Figura 66 - Impressões de medições de microdureza	96
Figura 67 - Microdureza da matriz das ligas sem e com recozimento após desestabilização	97
Figura 68 - Microdureza dos carbonetos das ligas sem e com recozimento após desestabilização	97
Figura 69 - Dureza das amostras sem e com recozimento após desestabilização	99
Figura 70 - Dureza x microdurezas matriz e carbonetos após desestabilização	101
Figura 71 - FVC amostras sem e com recozimento após desestabilização	102
Figura 72 - FVC x microdureza da matriz	104
Figura 73 - Taxas médias de desgaste após 30 minutos com carga de 130N	105
Figura 74 - Taxas de desgaste em relação à microdureza das matrizes	107

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação do desgaste abrasivo segundo o nível de esforços.....	27
Tabela 2 - Faixas de composição química em peso (%).....	36
Tabela 3 - Resultados de análise de microdureza da matriz e dos carbonetos	58
Tabela 4 - Composições químicas em peso (%)	67
Tabela 5 - Parâmetros utilizados nos tratamentos térmicos.....	70
Tabela 6 - Parâmetros utilizados no ensaio roda de borracha	75
Tabela 7 - Teste ANOVA: Microdureza Vickers após desestabilização e revenimento.....	99
Tabela 8 - Teste ANOVA: Dureza após desestabilização e revenimento.....	100
Tabela 9 - Teste ANOVA: FVC das amostras desestabilizadas.....	104
Tabela 10- Teste ANOVA: Desgaste.....	106
Tabela 11 - Teste t das taxas de desgaste.....	106

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	- American Society for Testing Materials
DRX	- Difractometria de raios X
FFBAC	- Ferro fundido branco alto cromo
FVC	- Fração volumétrica de carbonetos
MEV	- Microscópio eletrônico de varredura
FFBAC 0%N	- Liga de ferro fundido alto cromo com nióbio em escala residual
FFBAC 0,5%Nb	- Liga de ferro fundido alto cromo com 0,5% de nióbio
FFBAC 1%Nb	- Liga de ferro fundido alto cromo com 1% de nióbio
TT	- Tratamento térmico
STT	- Sem tratamento térmico

LISTA DE SÍMBOLOS

C	-	carbono
Cr	-	cromo
Fe	-	ferro
Mn	-	manganês
Mo	-	molibdênio
Nb	-	nióbio
NbC	-	carboneto de nióbio
Si	-	silício
Ni	-	níquel
Cu	-	cobre
V	-	vanádio
°C	-	graus celsius

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
2	OBJETIVOS	15
2.1	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	15
3	TRIBOLOGIA E DESGASTE	16
3.1	DESGASTE ADESIVO	18
3.2	DESGASTE POR FADIGA DE CONTATO	19
3.3	DESGASTE POR REAÇÃO TRIBOQUÍMICA	20
3.4	DESGASTE ABRASIVO	21
3.5	ABRASÃO A DOIS OU TRÊS CORPOS	22
3.5.1	ABRASÃO POR ALTA E BAIXA TENSÃO E GOIVAGEM	24
3.5.2	MECANISMOS DE DESGASTE	27
3.5.3	ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO	29
3.5.4	DESGASTES EM FERROS FUNDIDOS ALTO CROMO PELO ENSAIO RODA DE BORRACHA	31
4	FERROS FUNDIDOS	34
4.1	FERRO FUNDIDO BRANCO ALTO CROMO (FFBAC)	35
4.1.1	FORMAÇÃO DE CARBONETOS	36
4.1.2	SOLIDIFICAÇÃO DOS FFBAC	40
4.1.3	INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NA MICROESTRUTURA	45
4.1.4	ADIÇÃO DE NÍOBIO NO FFBAC	47
5	TRATAMENTOS TÉRMICOS	53
6	MATERIAIS E MÉTODOS	65
6.1	MATERIAIS	66
6.2	METODOLOGIA	68
6.2.1	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	68
6.2.2	TRATAMENTO TÉRMICO	70
6.2.3	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	73
6.2.4	DIFRATOMETRIA DE RAIOS X	73
6.2.5	QUANTIFICAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE CARBONETOS	73
6.2.6	DUREZA E MICRODUREZA	74
6.2.7	ENSAIOS DE DESGASTE	74
6.2.8	ANÁLISE ESTATÍSTICA	77

7	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	78
7.1	DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	78
7.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	81
7.2.1	MICROSCOPIA ÓPTICA.....	81
7.2.2	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).....	83
7.2.3	MICRODUREZA E DUREZA.....	96
7.2.4	FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE CARBONETOS (FVC).....	102
7.2.5	ENSAIO DE DESGASTE ABRASIVO.....	104
8	CONCLUSÃO.....	108
9	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	110
	REFERÊNCIAS.....	111

1 INTRODUÇÃO

A incidência de desgaste é muito comum durante diversas atividades, principalmente nas indústrias de mineração. Dentre as diversas formas existentes de desgaste, o desgaste abrasivo é considerado o mais destrutivo, sendo responsável por mais de 50% dos casos industriais envolvendo desgaste. Ele ocorre com o contato do equipamento com uma partícula sólida em movimento, provocando um dano, que é um dos principais motivos para a diminuição da vida útil das máquinas (EYRE, 1978; MOORE, 1974).

Embora as ocorrências de abrasão sejam conhecidas e estudadas, não existe um procedimento que consiga eliminar completamente este fenômeno, devido à natureza complexa e à grande diversidade de condições tribológicas. Desta forma, torna-se necessário aumentar o número de estudos sobre o desgaste abrasivo visando a obtenção de técnicas e recursos para amenizar os danos provocados por ele, aumentando a vida útil dos equipamentos, a produtividade, diminuindo o número de horas paradas para manutenção e promovendo, principalmente, a redução de custos. Os custos diretos e indiretos são um dos maiores problemas que afligem técnicos e engenheiros nas indústrias. O principal objetivo das empresas é reduzir os custos diretos de regeneração e reposição de componentes e custos indiretos de parada de produção, manutenção e estoque (SUZUKI, 2013).

Com este intuito, a utilização do FFBC na fabricação de componentes envolvendo grandes solicitações de resistência ao desgaste vem sendo amplamente difundida para a diminuição do desgaste abrasivo, especialmente nas indústrias de mineração, devido à alta dureza e excelente resistência à abrasão (PENAGOS, 2016).

A adição de elementos de liga é amplamente utilizada nas ligas de FFBC tendo como função principal o aumento da dureza da liga, além da melhora da tenacidade. Destacam-se na literatura estudos que indicam melhora no desempenho das ligas em relação ao desgaste abrasivo com a adição de nióbio, níquel, vanádio, molibdênio e boro. No Brasil, a utilização do nióbio é interessante pelo fato do país possuir 98% das jazidas disponíveis no mundo, o que representa um grande faturamento externo por ser o único fornecedor de 45 países (SILVA, 1999). Além

disso, estudos mostram que a adição do nióbio em teores de 0,5% a 1% promovem importantes ganhos na resistência ao desgaste em uma liga de FFBC (PENAGOS, 2016).

Com o intuito de estudar os mecanismos de desgaste e desenvolver técnicas para amenizar os danos provocados, foram desenvolvidos equipamentos de ensaio de desgaste abrasivo com métodos que possuem boa reprodutibilidade e apresentam resultados satisfatórios. Os equipamentos mais utilizados são os abrasômetros do tipo roda de borracha, responsáveis pela maioria dos dados de desgaste disponíveis na literatura, e a máquina de ensaio pino sobre disco (BORIK, 1972; HUTCHINGS, 1992).

Para melhorar as propriedades mecânicas, é importante que o material seja submetido a tratamentos térmicos. Nas amostras brutas de fusão, alguns autores propõem o emprego do tratamento de recozimento, visando uma redução da dureza para a realização de uma usinagem prévia. Após o recozimento, é realizado um tratamento de desestabilização da austenita visando obter o máximo de martensita, logo, mínima quantidade de austenita retida e elevada dureza e resistência ao desgaste abrasivo (ORTEGA-CUBILLOS; BERNARDINI; TORRES, 2006).

Os parâmetros utilizados nos tratamentos térmicos são de extrema importância no comportamento final da liga, sendo avaliados em diversos estudos presentes na literatura. Os estudos propostos por Sinatora et. al (1989), Farah (1997), Silva (2017) e Ortega-Cubillos; Bernardini; Torres (2006) demonstraram que os melhores resultados obtidos nos tratamentos de desestabilização foram aquecendo o material a 1050 °C . Os tempos utilizados pelos autores na desestabilização foram distintos, variando de 0,5h a 6h, não existindo, portanto, um tempo já consolidado na literatura. Além disso, a influência do tratamento prévio de recozimento não é adotada em todos os estudos, existindo, portanto, uma necessidade de novos dados sobre o assunto. O presente trabalho pretende contribuir com novas informações a fim de obter um material com elevada resistência ao desgaste abrasivo. O estudo proposto foi realizado a partir de ligas de ferro fundido branco alto cromo com nióbio tratadas termicamente.

Algumas ligas foram recozidas e posteriormente submetidas ao tratamento térmico de desestabilização, enquanto outras foram desestabilizadas a partir do estado inicial bruto de fusão. Variou-se o tempo de tratamento térmico de desestabilização enquanto a temperatura foi mantida em 1050 °C, já estabelecida como a melhor temperatura na literatura. Desta forma, o comportamento das ligas foi avaliado sob diferentes parâmetros e condições de tratamento por meio de uma caracterização e análise microestrutural do material, permitindo avaliar principalmente a resistência ao desgaste do material em estudo.

2 OBJETIVOS

Avaliar a influência da realização do tratamento térmico de recozimento anterior ao tratamento térmico de desestabilização na precipitação de carbonetos, na dureza, na microdureza e na resistência ao desgaste de um ferro fundido branco alto cromo com nióbio, bem como o tempo de desestabilização para obtenção de elevada dureza e resistência ao desgaste.

2.1 Objetivos específicos

- Realizar o tratamento térmico de desestabilização sob diferentes tempos de encharque e com manutenção da temperatura de 1050 °C em amostras previamente recozidas e não recozidas para determinar o tempo de encharque ideal para o tratamento térmico de desestabilização das ligas de FFAC.
- Caracterizar a liga FFAC exposta a tempos distintos de tratamento térmico de desestabilização, avaliando sua dureza, microdureza e estrutura metalográfica, comparando as amostras recozidas e não recozidas.
- Avaliar o comportamento do FFAC, submetido a tempos distintos de desestabilização em amostras previamente recozidas e não recozidas, por meio de ensaios de desgaste abrasivo, nos parâmetros da norma ASTM G65-16.
- Avaliar a interferência na microestrutura e nas propriedades tribológicas do material provocada pela realização prévia do tratamento térmico de recozimento em amostras submetidas ao tratamento de desestabilização.

3 TRIBOLOGIA E DESGASTE

A Tribologia é definida como o estudo das superfícies que interagem por meio do movimento relativo (JOST, 1975). Ela concentra os estudos no desgaste, no atrito e na lubrificação, como pode ser observado na Figura 1. A lubrificação é a forma de reduzir os efeitos do desgaste e do atrito em uma superfície. O desgaste pode ser definido como a remoção gradual de partículas de superfícies em contato com movimentos relativos, provocando mudanças indesejáveis nas dimensões de uma peça, devido às ações mecânicas (ORTEGA-CUBILLOS; BERNARDINI; TORRES, 2006).

Figura 1 - Fenômenos estudados pela Tribologia

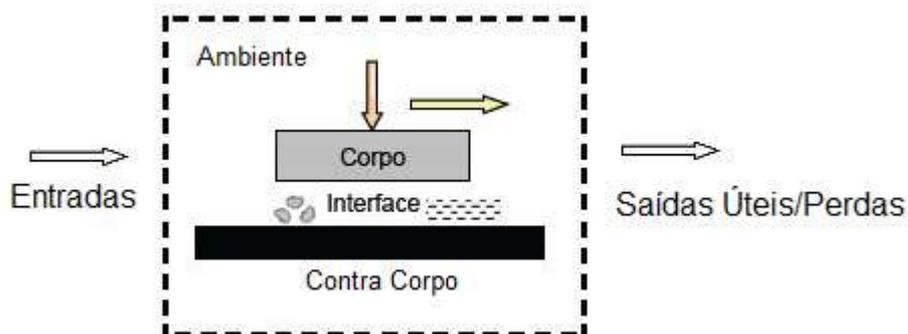


Fonte: Adaptado de Czichos (1978).

No estudo da Tribologia, avalia-se que a resistência ao desgaste e ao atrito não depende apenas dos materiais envolvidos e de suas composições. Segundo Czichos (1978), ocorre interferência dos elementos que constituem a estrutura de um tribossistema: corpo, contra-corpo, meio interfacial e ambiente. A região delimitada que demarca a interação das superfícies e o abrasivo no meio interfacial

e as variáveis operacionais que definem a caracterização do desgaste pode ser observada na Figura 2.

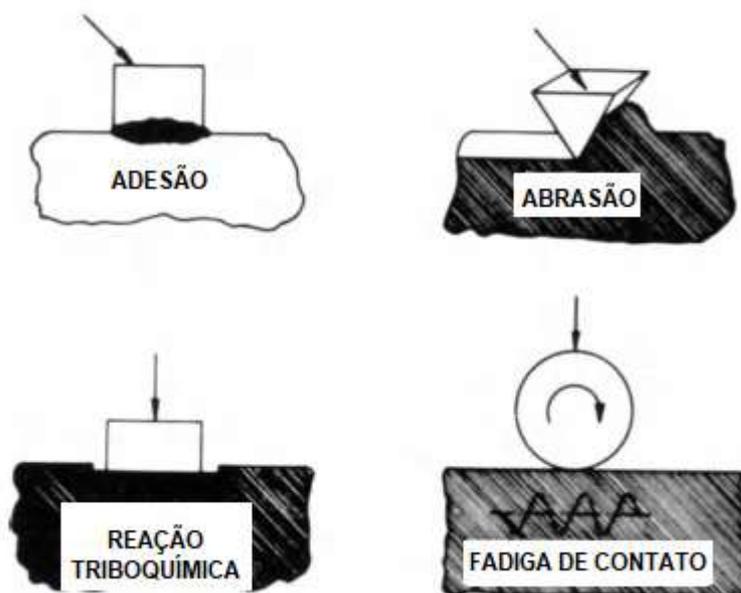
Figura 2 - Componentes do sistema tribológico



Fonte: Czichos (1978).

Os mecanismos de desgaste abrangem frequentemente conceitos de deformação plástica, fratura frágil, fadiga e falhas de coesão e adesão em estruturas. Segundo a norma DIN 50320, os processos de desgaste envolvem quatro tipos de desgaste ou uma combinação deles, sendo: desgaste adesivo, desgaste por fadiga de contato, desgaste por reação triboquímica e desgaste abrasivo, como pode-se observar na Figura 3.

Figura 3 - Tipos de desgaste



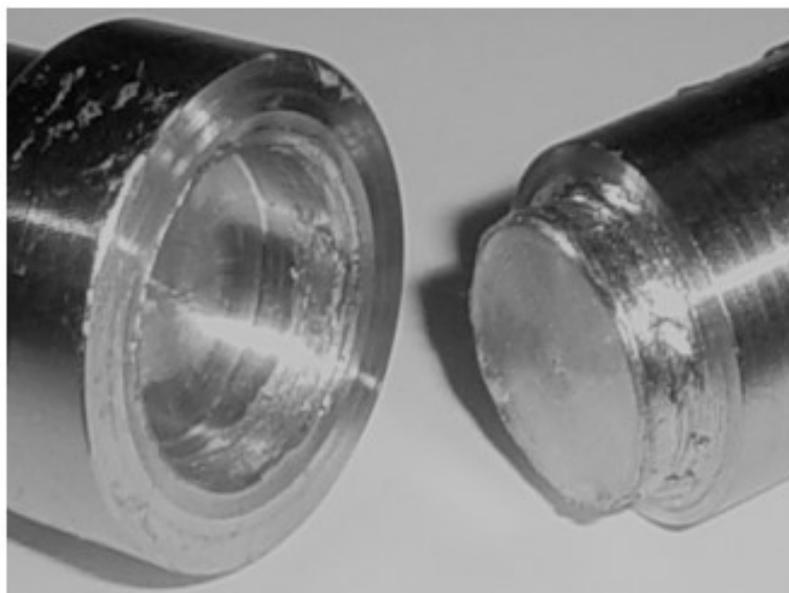
Fonte: DIN 50320 (1979).

3.1 Desgaste adesivo

O desgaste adesivo é provocado pelo atrito de contato entre superfícies metálicas. Por meio do rolamento ou deslizamento relativo entre as asperezas de duas superfícies, elas são submetidas a altas pressões de contato, provocando deformações plásticas, rompimento de junções e transferência de material entre as superfícies (HUTCHINGS, 1992).

Este tipo de desgaste refere-se a 15% dos problemas de desgaste encontrados nas indústrias e o contato ocorre entre superfícies onde uma é dura e outra mais dúctil ou maleável (RIBEIRO, 2004). Este tipo de desgaste é comum em elementos de máquinas como engrenagens, cames, pistões e parafusos, sendo a lubrificação a melhor forma de evitá-lo. Sua intensidade é proporcional à afinidade entre os metais em contato (OLIVEIRA, 2008). Pode ser observado na Figura 4 aços inoxidáveis que sofreram desgaste adesivo.

Figura 4 - Aço inoxidável com desgaste adesivo



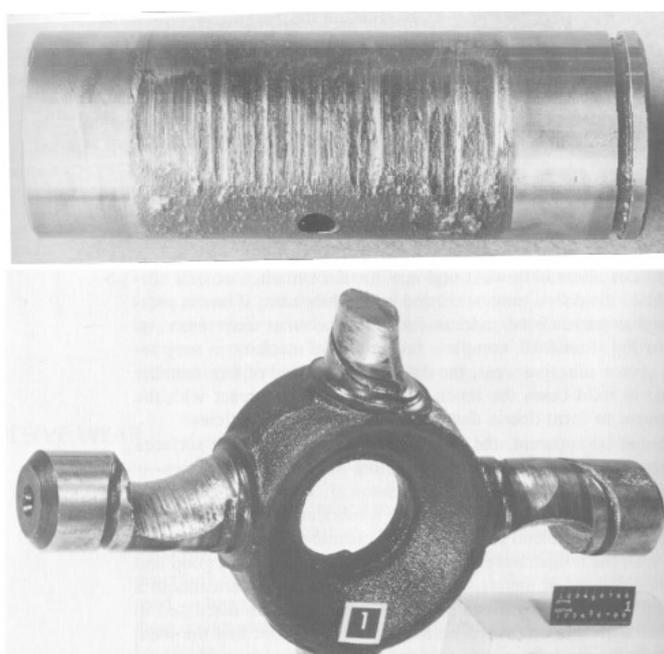
Fonte: Prado (2004).

3.2 Desgaste por fadiga de contato

O desgaste por fadiga de contato ocorre em superfícies de componentes que estão sujeitos a esforços ou carregamentos cíclicos. Os danos estão presentes antes mesmo de se tornarem visíveis, sujeito a um período de incubação (RIBEIRO, 2004). O efeito da fadiga provoca cavidades na superfície do material, que são obtidas por deslizamento ou rolamento, ocasionando trincas superficiais que, conforme crescem e desenvolvem seus estágios, produzem a fratura em rolamentos, engrenagens e cames (OLIVEIRA, 2008).

Nos processos de usinagem e forjamento, este tipo de desgaste é muito comum. Ocorrem tensões nas superfícies em contato com rolamento, as quais produzem tensões de cisalhamento que apresentam um valor máximo abaixo da superfície. A zona de contato é deslocada com o movimento de rolamento, variando a tensão de cisalhamento de zero a um valor máximo e retornando a zero, o que caracterizam tensões cíclicas (TSCHIPTSCHIN et al., 1988). Na Figura 5 podem ser observados componentes com desgaste por fadiga de contato provocado por falta de lubrificação.

Figura 5 - Componentes com desgaste por fadiga de contato devido à falta de lubrificação



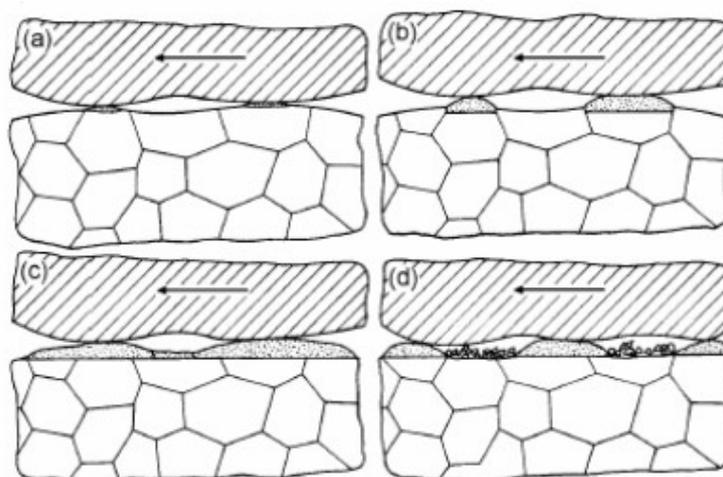
Fonte: Tschiptschin et al.(1988).

3.3 Desgaste por reação triboquímica

O desgaste por reação triboquímica é provocado pela ação química ou eletroquímica em meios agressivos, que provoca remoção e perda das propriedades mecânicas de um material. Ocorre também a remoção de material por meios mecânicos, facilitada pela reação química (ZUM-GAHR, 1987).

O desgaste por reação triboquímica ocorre em meios corrosivos, líquidos ou gasosos e inicia-se com a adesão entre as superfícies com uma alta taxa de remoção de material. À medida que se formam filmes de óxidos, as taxas de desgaste diminuem. No entanto, quando o filme é rompido o processo de adesão é reiniciado, formando novos filmes de óxidos (OLIVEIRA, 2005). Segundo Zum-Gahr (1987), este tipo de desgaste também é conhecido como desgaste por oxidação, visto que é a condição mais influente para que o mesmo ocorra. As etapas do desgaste por oxidação podem ser observadas na Figura 6.

Figura 6 - Desgaste por oxidação



(a) formação ilhas de óxidos; (b) e (c) crescimento destas ilhas; (d) destruição das camadas oxidadas e formação de novas ilhas de óxidos com fragmentos de desgaste entre as duas superfícies.

Fonte: Zum-Gahr (1987).

3.4 Desgaste abrasivo

O desgaste abrasivo é um deslocamento ou remoção de material provocados quando partículas duras são forçadas ou deslizam contra uma superfície metálica em relação à qual estão em movimento (RAMALHO, 1997). Dentre os diversos tipos de desgaste, o desgaste abrasivo é o mais encontrado nas indústrias, sendo também o mais severo (KASSIM, 2000). Pode-se observar na Figura 7 o desgaste abrasivo provocado por partículas de minério que são transportadas pela água em componentes de um hidrociclone utilizado em um sistema de moagem de minério de ferro.

Figura 7 - Desgaste provocado por partículas de minério de ferro em componentes de um hidrociclone

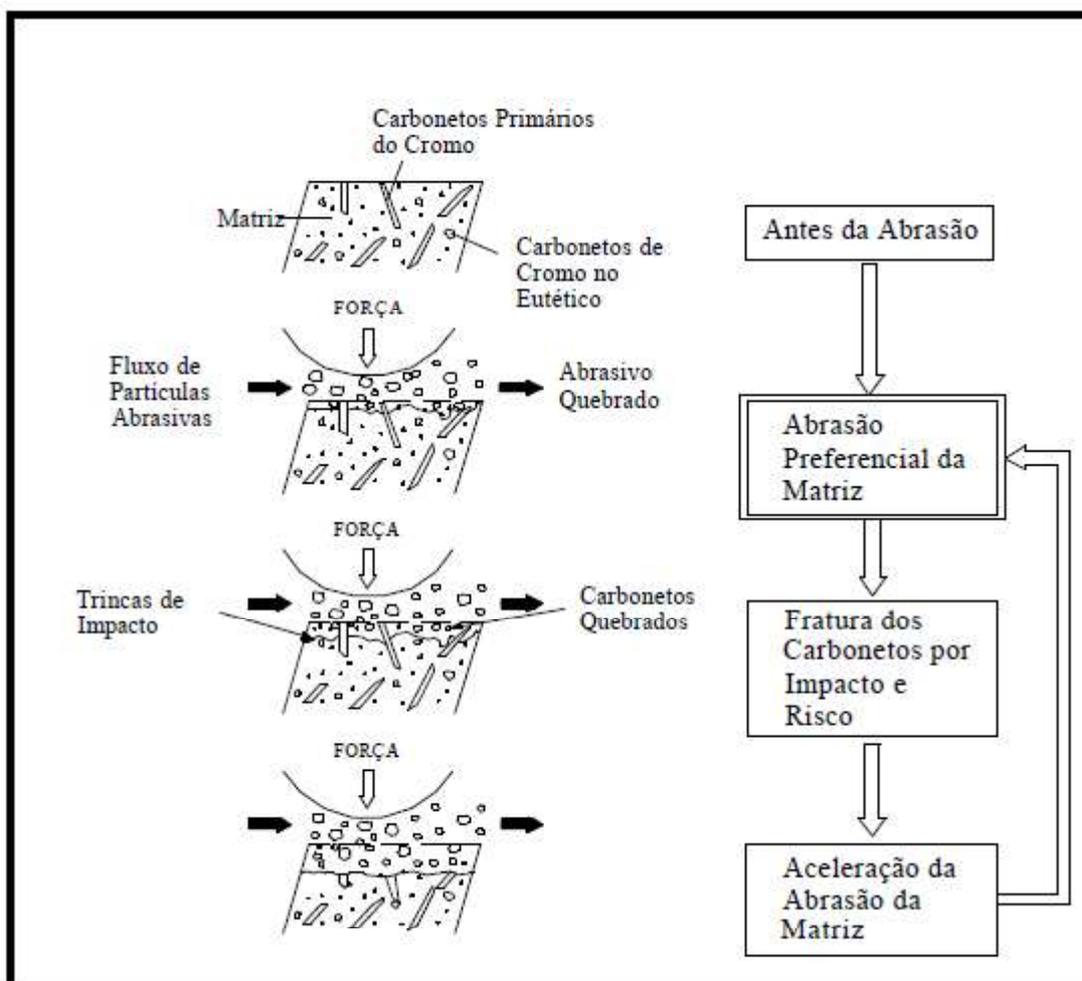


Fonte: Bravim et al. (2007).

No processo de desgaste abrasivo, as partículas abrasivas impactam a superfície, atuando preferencialmente sobre a matriz metálica e provocando o desgaste. A matriz desgastada deixa os carbonetos primários de cromo sem proteção, reduzindo a resistência às tensões externas e resultando em trincamentos dos carbonetos,

podendo levá-los a fraturas (FUJIMURA et al., 1998). O processo é contínuo e provoca o desgaste repetitivo do material, como pode ser observado na Figura 8.

Figura 8 - Representação do processo de desgaste abrasivo do FFBC



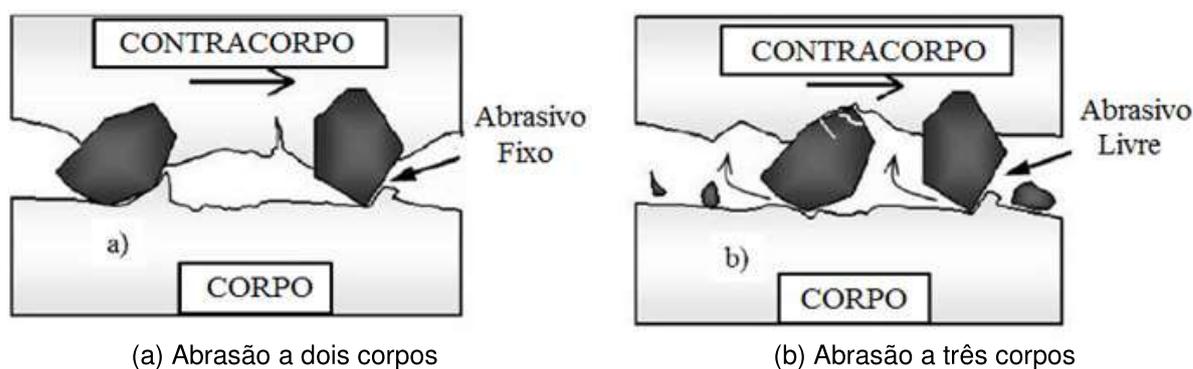
Fonte: Fujimura et al. (1988).

3.5 Abrasão a dois ou três corpos

A abrasão a dois corpos é causada quando uma aspereza dura da superfície de contato desliza sobre a superfície de desgaste como uma ferramenta de corte, similar à ação de uma lixa sobre uma superfície. No caso do desgaste abrasivo a três corpos, as partículas de desgaste estão livres para deslizar ou rolar sobre a região de contato (STACHOWIAK, 2006). Segundo Tylczak (1992), estes meios de contato podem ser classificados em abertos (livres) ou fechados (forçados). Nos abertos, as partículas ou a espessura da película do abrasivo são grandes de tal

forma que as superfícies de desgaste ficam afastadas e as propriedades de uma não interferem nas propriedades da outra. Nos fechados, as partículas são muito finas e estão contidas entre as duas superfícies de desgaste. A resistência ao desgaste abrasivo não é uma propriedade intrínseca do material, ela varia conforme os elementos do tribossistema de desgaste (ZUM-GAHR, 1980). O desgaste a dois e a três corpos durante a abrasão pode ser observado na Figura 9.

Figura 9 - Esquema de desgaste a dois e a três corpos



Fonte: Gates (1998).

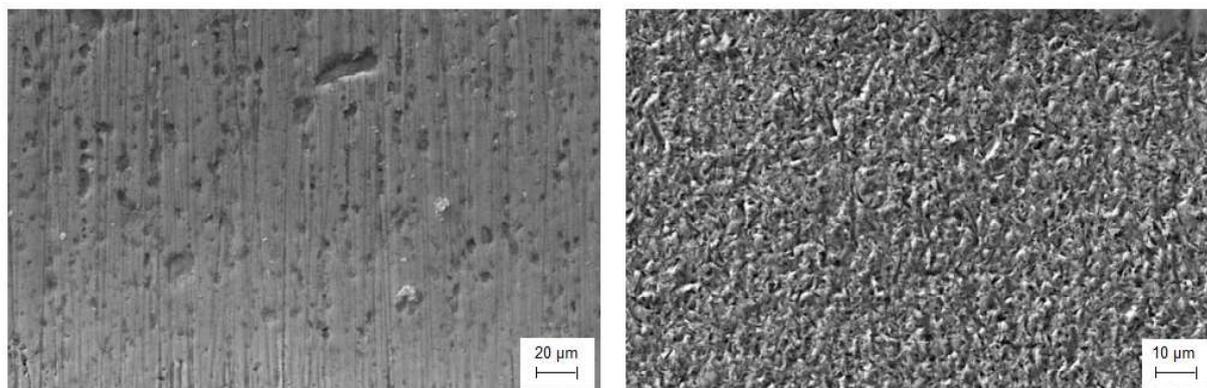
Como na abrasão a dois corpos ocorre atuação semelhante à uma ferramenta de corte com remoção de material, o desgaste abrasivo é cerca de dez vezes maior que na abrasão a três corpos, que promove uma remoção gradual e sucessiva de camadas superficiais (STACHOWIAK, 2006).

O desgaste abrasivo pode ser também classificado em função da dinâmica da partícula abrasiva (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999). Quando a partícula abrasiva presente na interface de desgaste desliza entre a superfície do corpo e do contra corpo causando sulcos e riscos, ocorre o desgaste abrasivo por deslizamento.

Na ocorrência de microindentações na superfície de ambos os corpos, semelhantes à deformação pontual de um ensaio de dureza provocada pelo rolamento das partículas na interface, evidencia-se o desgaste abrasivo por rolamento (TELES, 2014). O desgaste por deslizamento é caracterizado no desgaste abrasivo a dois corpos enquanto o desgaste por rolamento é caracterizado no desgaste abrasivo a três corpos.

As superfícies com desgastes abrasivos por deslizamento e rolamento podem ser observadas na Figura 10.

Figura 10 - Superfícies com desgaste abrasivo por deslizamento e rolamento



(a) desgaste abrasivo por deslizamento

(b) desgaste abrasivo por rolamento

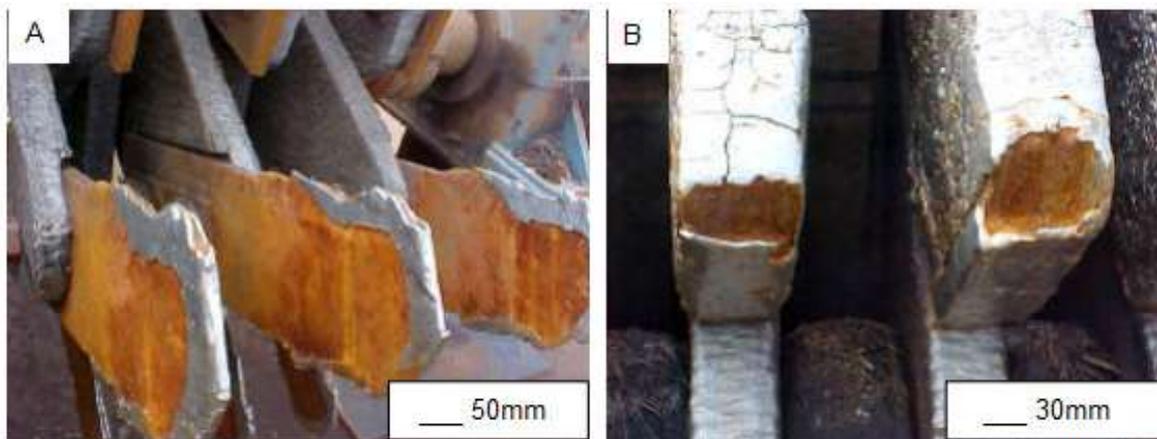
Fonte: Teles (2014).

3.5.1 Abrasão por alta e baixa tensão e goivagem

Segundo Hutchings (1992), esta classificação determina que o desgaste abrasivo é dividido em três categorias: abrasão por goivagem (*gouging abrasion*), abrasão a altos esforços (*high stress abrasion*) e abrasão a baixos esforços (*low stress abrasion*). O desgaste abrasivo em baixa tensão acontece devido ao deslizamento de partículas livres sobre uma superfície. As tensões são baixas e o material é removido da superfície a baixos ângulos. A dureza da superfície minimiza a penetração e a velocidade do desgaste, desta forma, a medida que aumenta a quantidade de partículas duras devido à presença de carbonetos na microestrutura do material, aumenta também a resistência ao desgaste por abrasão à baixa tensão.

Pode-se observar na Figura 11 um conjunto de facas e martelos desfibradores que sofreram desgaste abrasivo à baixa tensão. Este tipo de desgaste ocorre em superfícies de equipamentos que, direta ou indiretamente, manuseiam minérios, terras, areias ou carvão (REBELLO et al., 1987).

Figura 11 - Desgaste abrasivo a baixa tensão em facas e martelos desfibradores



(a) Facas desfibradoras

(b) Martelos desfibradores

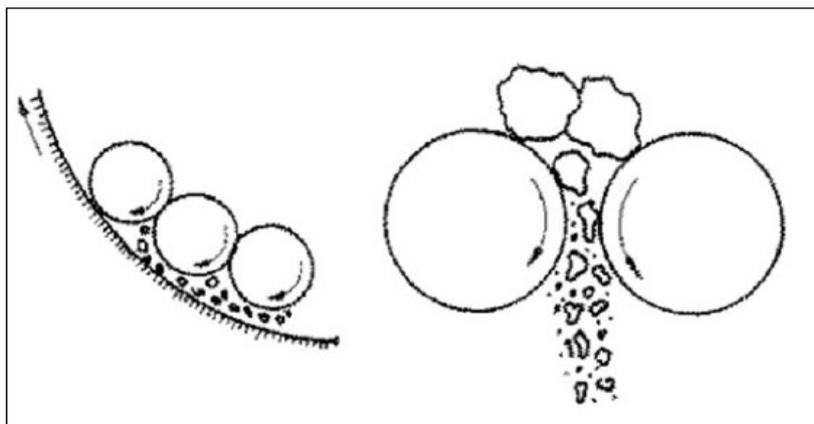
Fonte: Ribeiro (2004).

O desgaste abrasivo em alta tensão ocorre quando a resistência à ruptura do abrasivo é excedida, levando a fraturas do abrasivo (CARPINETTI, 1985). Ele ocorre entre partículas abrasivas e metal, ocasionando o esmagamento do abrasivo ou não. Partículas abrasivas médias provocam arrancamento de fragmentos do metal enquanto partículas pequenas provocam deslocamentos de pequenos fragmentos do metal (REBELLO et al., 1987).

O efeito da abrasão é expressivo em áreas industriais, principalmente nos equipamentos e máquinas utilizados nas minerações, onde o minério atua como uma partícula abrasiva, em indústrias de agricultura, processamento de minerais, áreas onde ocorre a manipulação de sujeira, rochas e minerais (GALAFASSI, 2015).

A abrasão à alta tensão é amenizada em metais cuja microestrutura é composta por uma matriz dúctil com carbonetos, partículas duras que resistem à abrasão e protegem o desgaste na matriz (RIBEIRO, 2004). Um esquema de abrasão à alta tensão pode ser observado na Figura 12.

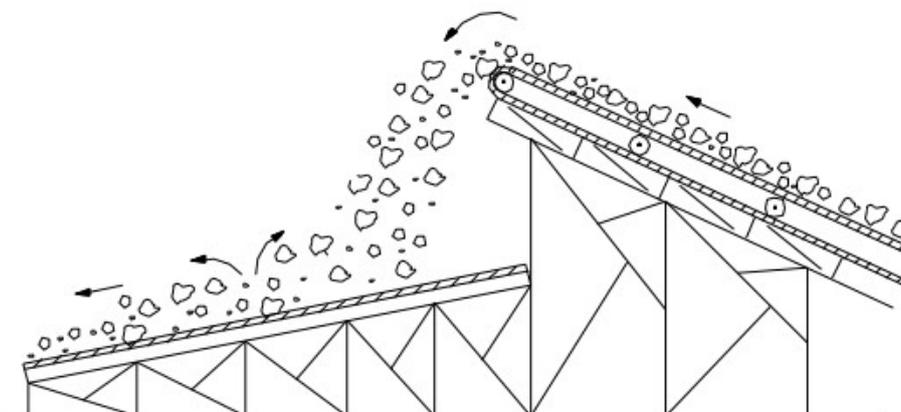
Figura 12 - Abrasão à alta tensão



Fonte: Silva (2017).

Segundo Gates (1998), a abrasão por goivagem é classificada como abrasões à altíssimos esforços e abrasões grosseiras, sendo verificada em dentes de caçambas na presença de areia, rocha ou argila ou ainda em esteiras transportadoras de minério bruto, quando há transferência do material por queda. Segundo Ribeiro (2004) esse tipo de abrasão ocorre com partículas pontiagudas e grosseiras que causam cortes na superfície desgastada e produz grandes sulcos e ranhuras, vistos a olho nú. A representação esquemática da abrasão por goivagem pode ser observada na Figura 13.

Figura 13 - Abrasão por goivagem



Fonte: Ribeiro (2004).

Gates (1998) propôs ainda uma classificação diferente dos mecanismos de desgaste, de acordo com a severidade do mesmo, reduzindo as possibilidades de erro nas formas de classificação.

A proposta estabelece modos de desgaste moderado, severo e extremo, variando de acordo com o tamanho e forma do abrasivo, restrições e tensões de contato. O resumo da proposta encontra-se na Tabela 1.

Tabela 1 - Classificação do desgaste abrasivo segundo o nível de esforços

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

Fonte: Adaptado de Gates (1998).

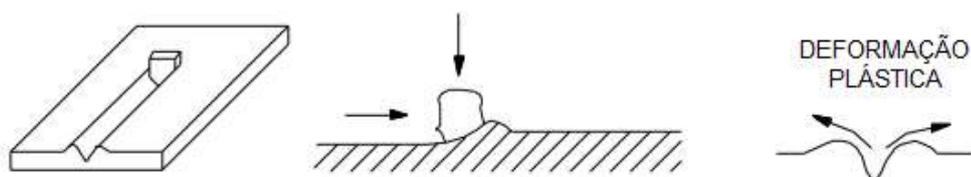
3.5.2 Mecanismos de desgaste

Os mecanismos de desgaste definem os processos de interação entre o abrasivo e a superfície que levam à formação dos resíduos de desgaste (HUTCHINGS, 1992; STACHOWIAK, 2006). O desgaste abrasivo pode ser dúctil, provocado por um processo de microcorte e microsulcamento, ou frágil, provocado pela microfadiga e microtrincamento ou lascamento (TOMANIK, 2000). Na Figura 14, em (a) ocorre o microsulcamento, resultante da ação de partículas abrasivas deformando plasticamente a superfície de um material ou fase dúctil, formando um sulco em seu

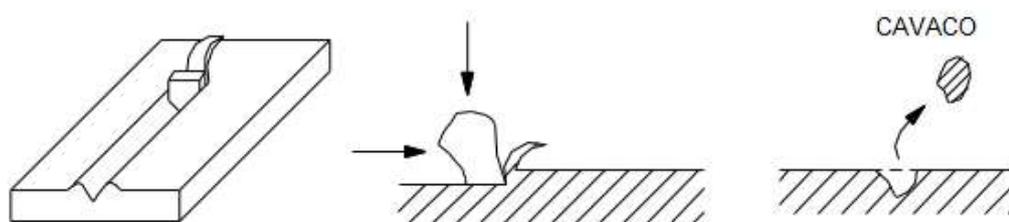
trajeto. O material acumulado à frente da partícula escoo para as duas bordas laterais do sulco e não há propriamente perda de massa durante essa formação do sulco. Entretanto, a interação de diversas partículas abrasivas com a superfície provoca um resultado global de remoção de material. Em (b), ocorre o microcorte, que consiste na formação de pequenos cavacos provocados por elevadas tensões cisalhantes impostas pelo deslocamento da partícula abrasiva sobre a superfície. Em (c) ocorre o microtrincamento ou lascamento, onde a ação da partícula abrasiva provoca fragmentação da superfície frágil através da formação e crescimento de trincas.

Figura 14 - Mecanismos de desgaste

(a) Microsulcamento



(b) Microcorte



(c) Microtrincamento ou lascamento



O fenômeno interfacial envolvido é complexo e os vários mecanismos de desgaste podem ocorrer de forma combinada, somando-se a dependência de diferentes fatores que podem favorecer maior ou menor severidade no desgaste (GREGOLIN, 1990).

3.5.3 Ensaios de desgaste abrasivo

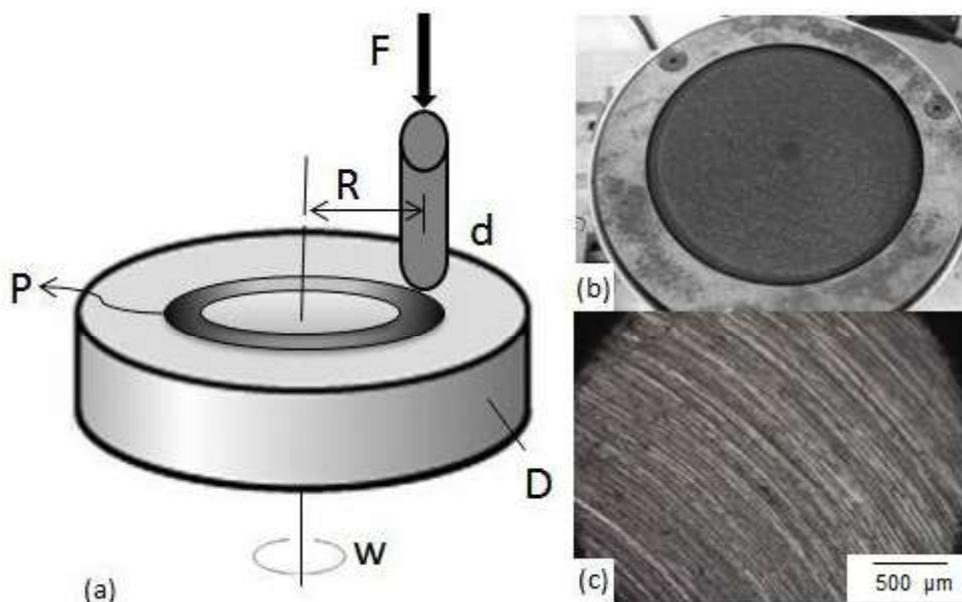
De acordo com Hutchings (1992), existem pelo menos oito métodos de ensaios de desgaste por deslizamento. Os diversos processos podem ser simulados em laboratório, por meio de ensaios com equipamentos projetados especificamente para esta finalidade. Dentre diversos equipamentos existentes, os mais utilizados são os ensaios do tipo roda de borracha e do tipo pino sobre disco.

Segundo Manfridini (2014), o ensaio pino sobre disco pode ser realizado a seco ou com lubrificantes e consiste em deslizar um material sobre o outro, com velocidade constante, estando um material realizando um percurso em forma de círculo com um raio fixo e outro material permanecendo intacto. O pino é preso no tribômetro por um cabeçote que pode se movimentar em diferentes raios, sendo o cabeçote utilizado para manter o alinhamento entre os corpos e, pelo uso de um transdutor de tensão, medir os desvios de eixo principal causados pela força de atrito durante o ensaio.

O corpo de prova ou disco é o material em estudo e possui dimensões determinadas pelo tamanho do porta-amostra do equipamento. A espessura do corpo de prova deve estar entre 2mm e 10mm, segundo a norma ASTM G99-95a. É aplicada uma força normal estática, por meio de pesos com valores conhecidos. Um software acoplado ao tribômetro controla os parâmetros de teste e gera relatórios em formas de gráficos ou planilhas (MANFRIDINI, 2014).

O esquema de um ensaio do tipo pino sobre disco é apresentado na Figura 15 (a). Em (b) pode ser observado o abrasivo fixado no dispositivo e em (c) a micrografia da superfície do corpo de prova utilizado no ensaio. A imagem exhibe os parâmetros do ensaio, sendo que F é a força normal sobre o pino, d o diâmetro do pino ou esfera, D é o diâmetro do disco, R o raio da pista de desgaste, W a velocidade de rotação do disco e P o caminho percorrido pelo pino sobre o disco onde houve o desgaste.

Figura 15 - Ensaio de desgaste do tipo pino sobre disco

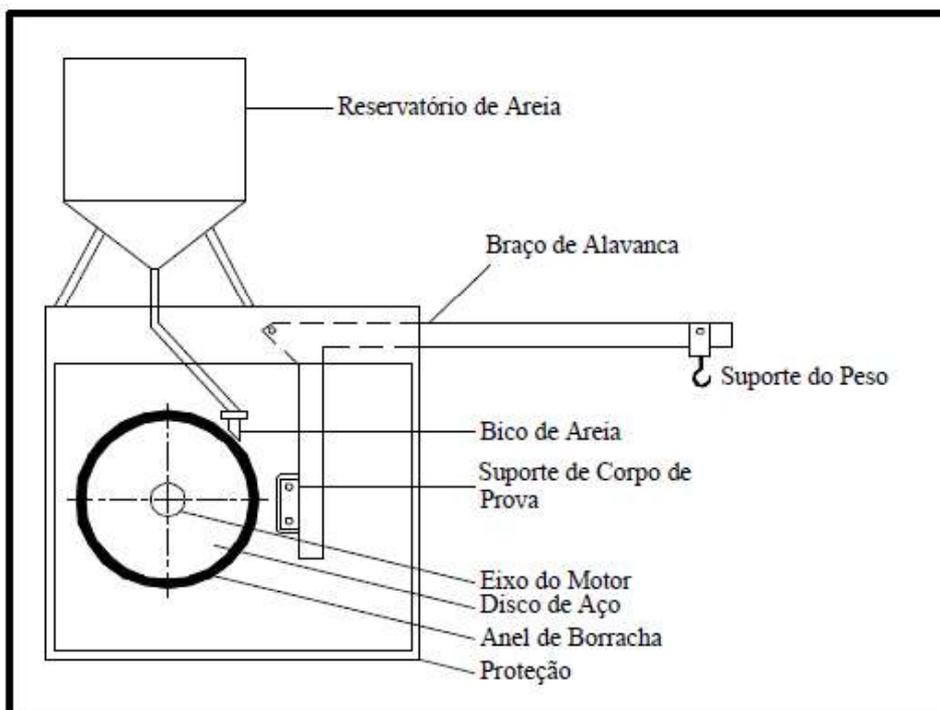


Fonte: Oliveira (2015).

O abrasômetro tipo roda de borracha foi apresentado pela primeira vez por Haworth em 1948 e consiste em um disco de aço envolvido com um anel de borracha que gira em contato com a superfície do corpo-de-prova, com abrasivo na interface. Ele permite realizar ensaios a seco ou a úmido, com alta confiabilidade de resultados, sendo empregado tradicionalmente na indústria de mineração para classificar materiais quanto a sua resistência ao desgaste (LIMA, 2009).

Conforme a norma ASTM G65-16 (2016), o ensaio roda de borracha consiste em um equipamento onde uma carga exerce uma força normal à superfície, no contato entre uma amostra e uma roda de borracha, de maneira que seja formada uma cortina de material abrasivo (areia) que passe entre a amostra e a roda de borracha, garantindo as condições de desgaste abrasivo. A rotação da roda de borracha faz com que a sua face de contato se mova no mesmo sentido do fluxo de material abrasivo. Este ensaio é influenciado por fatores como: material da amostra, dureza da borracha, carga aplicada, distância percorrida no ensaio e velocidade de rotação da roda de borracha (XIU-LIN et al., 2005). Um esboço do equipamento utilizado no ensaio do tipo roda de borracha pode ser observado na Figura 16.

Figura 16 - Esquema do ensaio de desgaste do tipo roda de borracha



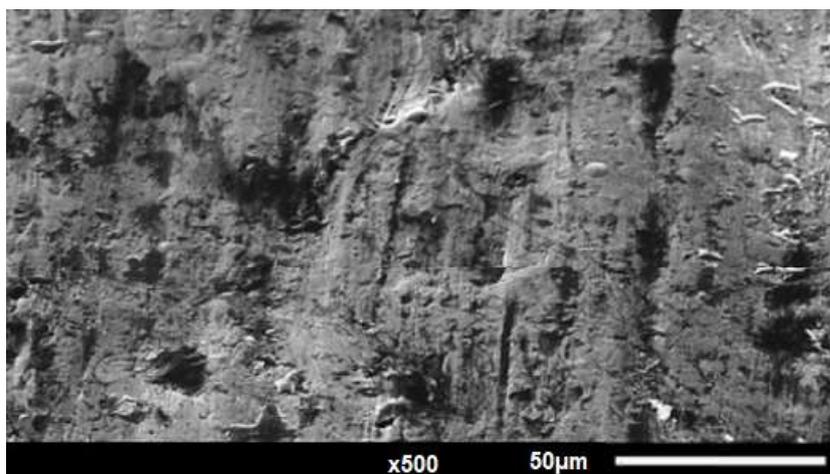
Fonte: Adaptado de ASTM G65-16 (2016).

O corpo de prova é pressionado contra a roda de borracha que está girando, enquanto o fluxo de areia é controlado a uma vazão de 300 a 400 g/min. Os corpos de prova são pesados antes e após o ensaio e a perda de massa é determinada.

3.5.4 Desgastes em ferros fundidos alto cromo pelo ensaio roda de borracha

Penagos et. al (2015) realizou ensaios de desgaste roda de borracha em uma liga de ferro fundido alto cromo tratada termicamente, com 2,8% de carbono e 18,8% de cromo e concluiu que a espessura de sulcos provocados pelo ensaio de desgaste é maior que os carbonetos em amostras com estrutura mais refinada, desta forma, as amostras possuem uma menor resistência ao desgaste pelo fato dos carbonetos não resistirem à abrasão. Carbonetos mais grosseiros podem agir como uma barreira para o desgaste. Observa-se na Figura 17 uma micrografia da superfície de uma amostra de ferro fundido desgastada pelo ensaio roda de borracha.

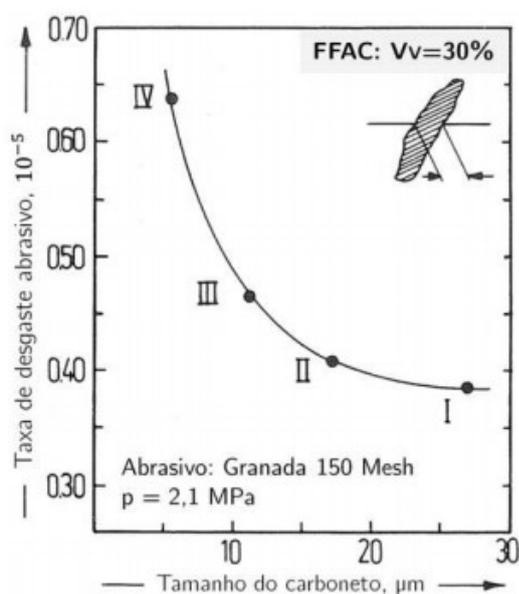
Figura 17 - Superfície de FFBC desgastada pelo ensaio roda de borracha



Fonte: Penagos et al. (2015).

Zum Gahr (1987) realizou um ensaio pino sobre disco em um ferro fundido alto cromo com aproximadamente 30% de carbonetos e concluiu que, em uma matriz predominantemente austenítica, o desgaste diminui com o incremento do tamanho dos carbonetos. Além disso, a distância entre eles é importante pois o desgaste ocorre preferencialmente na matriz. Observa-se na Figura 18 o efeito do tamanho do carboneto no desgaste por abrasão de FFBC com matriz austenítica em um ensaio pino sobre disco. Os tamanhos dos carbonetos foram determinados pelas distâncias das intercepções entre eles, e diminuíram na sequência da região I para a região IV (ZUM GAHR, 1987).

Figura 18 - Taxa de desgaste x tamanho de carbonetos em ensaio pino sobre disco



Fonte: Zum Gahr (1987).

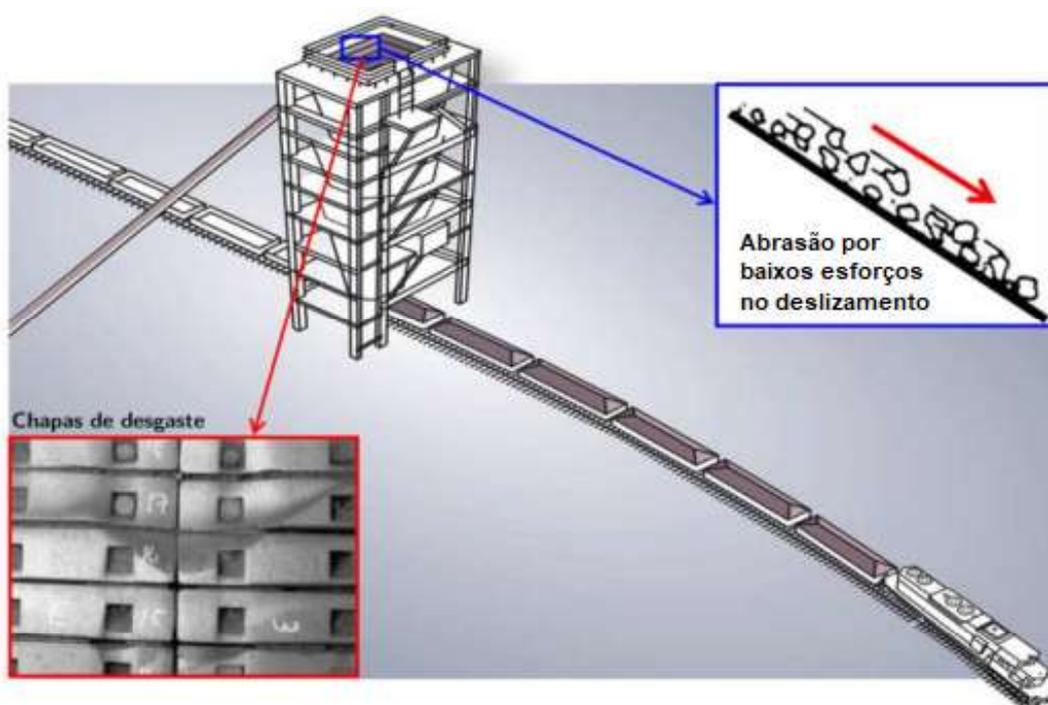
Fan et al. (1990) estudaram o comportamento abrasivo e a resistência à fadiga por impacto do FFBC com 12% de cromo e 2,6% de carbono. As amostras foram tratadas termicamente, obtendo-se, predominantemente, matrizes martensíticas com carbonetos M_7C_3 , que foram submetidas ao ensaio de desgaste roda de borracha. Os autores verificaram maior resistência à abrasão com o aumento do teor de carbono na martensita e uma diminuição na resistência com o aumento da austenita retida.

Alta quantidade de carbono na martensita induz um maior suporte dos carbonetos, obtendo uma matriz mais resistente. Portanto, o alto teor de carbono na martensita melhora a resistência à abrasão do ferro fundido branco alto cromo. A austenita retida provoca uma alta tendência de lascamento e trincamento nas superfícies desgastadas e a redução da dureza da matriz.

4 FERROS FUNDIDOS

Os ferros fundidos são ligas de grande importância no setor industrial e possuem características que, combinadas a tratamentos térmicos adequados e adições de elementos de liga, permitem sua utilização em segmentos que apenas os aços poderiam ser empregados (CHIAVERINI, 2005). Eles são utilizados em moagem e transporte de minério, principalmente em equipamentos que apresentam tempos curtos de vida útil, devido ao elevado fluxo de minério passando sobre a superfície, como os chutes ou chapas de desgaste. Ganhos de resistência à abrasão no material podem significar grandes economias no campo tecnológico e industrial (PENAGOS, 2016). Observa-se na Figura 19 o uso de chapas de desgaste que sofrem abrasão no deslizamento do minério de ferro sobre a chapa.

Figura 19 - Uso de chapas de desgaste (chutes) que sofrem abrasão devido ao deslizamento do material



Fonte: Penagos (2016).

Os ferros fundidos podem ser classificados em: cinzentos, brancos, mesclados, maleáveis, nodulares e vermiculares (CHIAVERINI, 2005). Estas classificações variam conforme a matriz, composição química, tratamento térmico, condições de solidificação e resfriamento e presença de grafita, sendo possível obter uma vasta

variedade de microestruturas e propriedades (MARTINS, 2015).

A solidificação dos ferros fundidos varia conforme o potencial de nucleação do banho metálico, da composição química e da taxa de arrefecimento, podendo ocorrer sob uma reação estável ou metaestável. Quando o potencial de grafitação de um ferro é elevado, o carbono apresenta-se sob a forma de grafite, solidificando na condição estável. Caso contrário, a fase rica em carbono apresenta-se combinada, na forma de carbonetos, solidificando em uma condição metaestável. Desta forma, as propriedades mecânicas dos ferros fundidos variam com a forma na qual o carbono se apresenta na microestrutura (DAVIS, 1996).

4.1 Ferro fundido branco alto cromo (FFBAC)

As ligas de ferro fundido branco são duras e frágeis, sendo muito utilizadas em aplicações que exijam resistência ao desgaste (GUNDLACH, 1988). O ferro fundido branco sofre uma reação eutética durante a solidificação e o carbono aparece na forma combinada de Fe_3C , sendo o eutético formado por austenita e cementita, que formam a ledeburita (SANTOS, 2009).

Ainda segundo Santos (2009), a composição química do ferro fundido branco é determinada pela norma ASTM A532 conforme Tabela 2, classificando-os em três classes: níquel – cromo ou Ni-hard (classe I), cromo-molibdênio (classe II) e alto cromo (classe III). A classe I compreende ligas de baixo teor de cromo, compreendido entre 1,4 a 11% e níquel na faixa de 3,3 a 7%. A classe II compreende ligas que possuem adição de molibidênio, níquel ou cobre para prevenir a formação de perlita, possuindo teores de cromo entre 11 a 23% e até 3% de molibidênio. A classe III compreende a classe mais antiga dos ferros fundidos alto cromo, possuindo teores de cromo de 23 a 30%.

Tabela 2 - Faixas de composição química em peso (%)

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

Fonte: ASTM A-532 (2014).

A adição de cromo tem como finalidade formar carbonetos e elevar a dureza da liga. As ligas de FFBC são ligas de Fe-Cr-C que possuem de 23 a 30% de cromo e 2,0 a 3,3% de carbono, apresentando uma reação eutética durante a solidificação e possuindo elementos de liga como Si, Mo, Cu e Mn. Sua microestrutura é constituída de carbonetos embutidos em uma matriz tratada termicamente (TABRETT et al., 1996).

4.1.1 Formação de carbonetos

A alta resistência ao desgaste das ligas de FFBC é devida, principalmente, pela presença de carbonetos primários e/ou eutéticos do tipo M_7C_3 , onde M = Fe e/ou Cr, em uma matriz predominantemente austenítica ou martensítica (obtida por tratamento térmico), cuja dureza é menor que a dos carbonetos. Embora possuam elevada dureza, os FFBC possuem baixa tenacidade, sendo, portanto, utilizados em situações que não exigem elevado impacto (ZUM-GAHR, 1980).

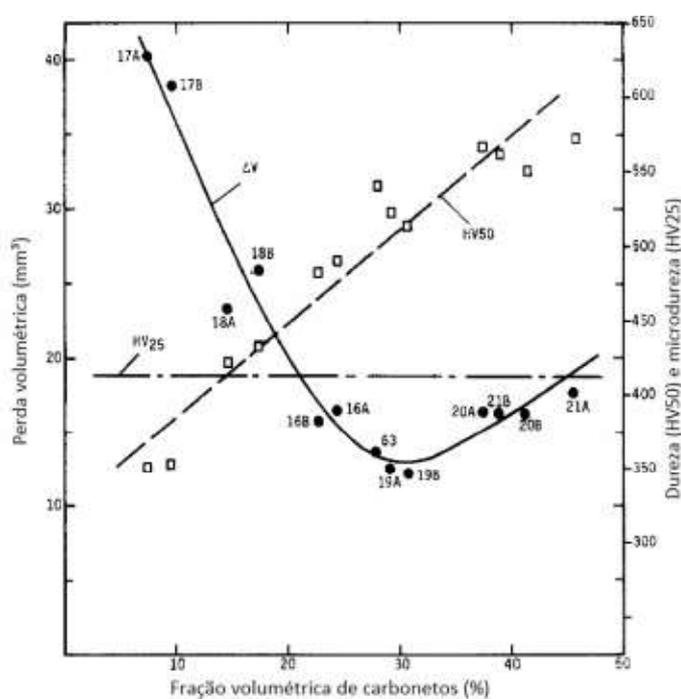
Esses carbonetos, do tipo M_7C_3 , tem a letra M representando um complexo metálico formado por Fe e Cr, em proporções que variam de acordo com a relação Cr/C e alguns outros elementos que estiverem, eventualmente, presentes na liga considerada (TABRETT et al., 1996).

A matriz dos FFBC também pode ser composta por uma mistura de perlita, martensita, bainita e austenita (PATTYN, 1996). As taxas de desgaste em uma matriz martensítica são inferiores às taxas de desgaste em uma matriz austenítica.

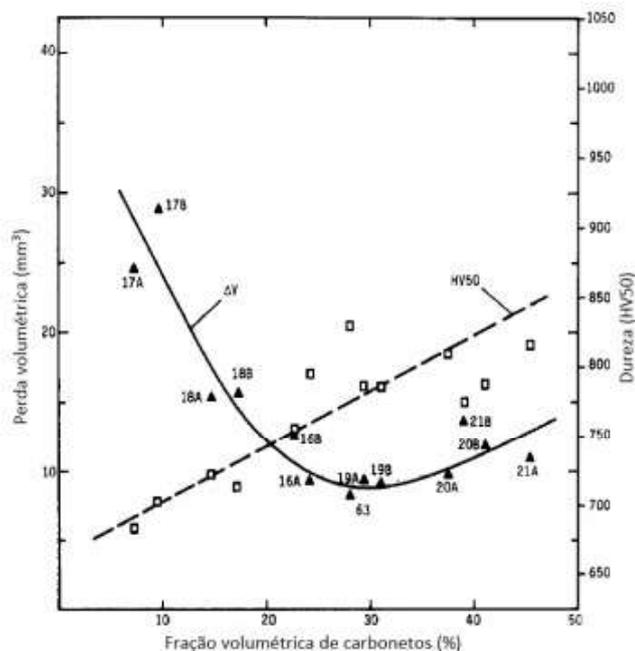
Portanto, a matriz martensítica possui um melhor desempenho em relação ao desgaste (ZUM-GAHR, 1980). O valor da fração volumétrica dos carbonetos (FVC) na liga eutética (em torno de 30%) é suficiente para proteger a matriz sem induzir um comportamento frágil, e a matriz martensítica (de dureza maior do que a austenita) proporciona sustentação mecânica aos carbonetos (PENAGOS, 2016).

Zum Gahr (1980) analisou as taxas de desgaste e a dureza em função da matriz, austenítica e martensítica. Comparando a Figura 20 (a) com (b), verifica-se um maior deslocamento para baixo da curva de perda de massa na liga com matriz predominantemente martensítica, indicando um melhor desempenho desta matriz. Na matriz austenítica, a microdureza da matriz manteve-se constante e a dureza da liga aumentou proporcionalmente ao aumento da FVC. Na matriz martensítica, também houve um aumento da dureza proporcional à FVC, no entanto, a dureza aumenta de forma mais sensível em função da FVC na matriz austenítica do que na martensítica, pelo fato da reta traçada pelo autor possuir maior inclinação na condição de matriz austenítica que na de matriz martensítica.

Figura 20 - Variação da dureza em função da FVC e da matriz



(a) matriz austenítica



(b) matriz martensítica

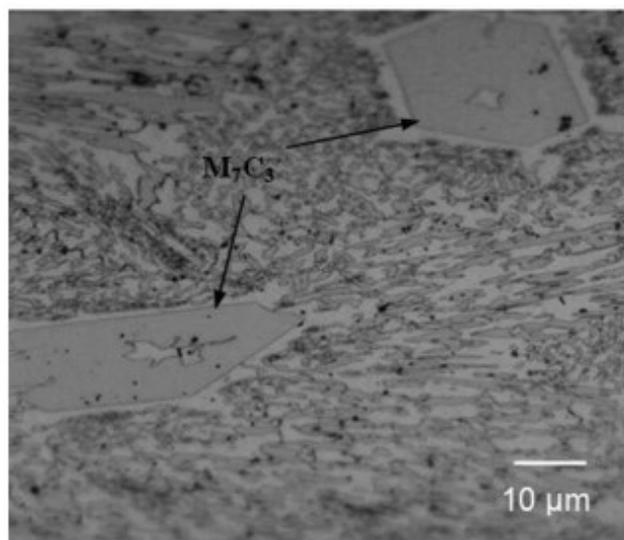
Fonte: Zum Gahr (1980).

Em relação aos carbonetos primários e eutéticos, eles são duros e com uma maior tenacidade e resistência ao impacto comparado aos ferros fundidos baixo cromo que possuem carbonetos do tipo M_3C . Carbonetos secundários podem ser formados durante tratamentos térmicos (SAWAMOTO et al., 1986).

A estrutura eutética depende da quantidade de austenita formada no começo da solidificação. Os carbonetos tendem a formar agregados interdendríticos quando o volume residual de austenita retida é pequeno após a solidificação. O agregado eutético é constituído por lamelas radiais de carbonetos na presença de uma fração volumétrica de carbonetos entre 20 e 30%. Ele assume um aspecto lamelar, deixando de ser radial, quando a fase austenítica não constitui mais um obstáculo para a formação do eutético. Acima de 35% de FVC, os carbonetos primários aparecem sobre a forma de grandes cristais hexagonais e são envolvidos por uma rede eutética (MARATRAY, 1971).

Na Figura 21 observa-se a microestrutura de uma liga de ferro fundido branco alto cromo, onde é possível visualizar carbonetos primários do tipo M_7C_3 em uma matriz austenítica.

Figura 21 - Microestrutura de um FFBC com carboneto primário M_7C_3 em matriz austenítica



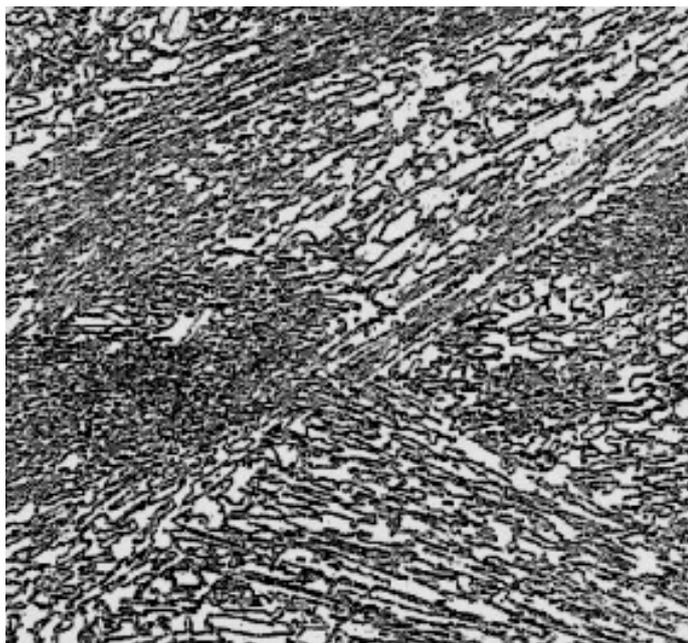
Fonte: Lima e Ferraresi (2009).

Segundo Santos (2009), as ligas de FFBC no estado bruto de fusão podem ser hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas. As ligas hipoeutéticas apresentam dendritas de austenita envolvidas pelo eutético constituído por austenita e carbonetos. As ligas eutéticas apresentam uma estrutura lamelar formada pelo eutético e as ligas hipereutéticas apresentam grandes carbonetos primários hexagonais envolvidos pelo eutético. Observa-se na Figura 22 microestruturas de FFBC no estado bruto de fusão típica das ligas mencionadas.

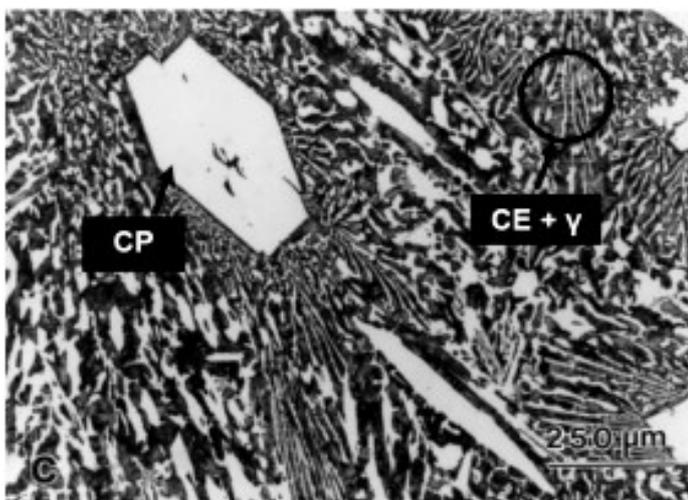
Figura 22 - Microestruturas típica de ferros fundidos brancos alto cromo no estado fundido



(a) liga hipoeutética – CE + γ: carboneto eutético e austenita
Fonte: Adaptado de Jacuinde e Rainforth (2001).



(b) liga eutética – estrutura lamelar
Fonte: Maratray (1970).

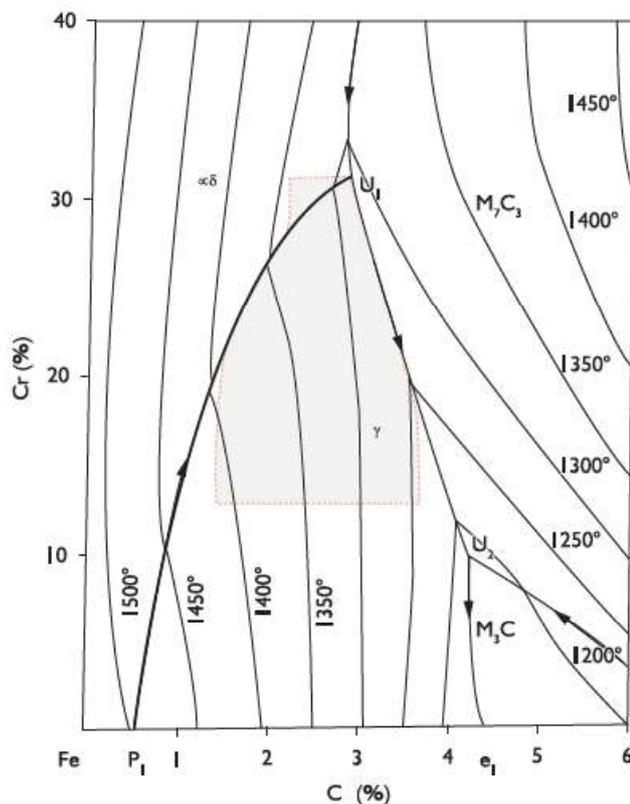


(c) liga hipereutética – CP: carboneto primário; CE + γ : carboneto eutético e austenita
Fonte: Adaptado de Dogan, Hawk e Laird II (1997).

4.1.2 Solidificação dos FFBC

Thorpe e Chicco (1985) interpretam as microestruturas que se formam na solidificação e em decorrência de transformações no estado sólido. Na Figura 23 observa-se a região rica em ferro do diagrama Fe-Cr-C.

Figura 23 - Superfície liquidus do sistema Fe-Cr-C



Fonte: Thorpe e Chiccho (1985).

A maioria das ligas de FFBC com composições entre 11% a 30% de cromo e 2% a 3,3% de carbono solidificam no campo da austenita (γ). Em ligas hipoeutéticas, as dendritas de austenita se formam até que a temperatura diminua para um nível onde a reação eutética, dada pela linha U1-U2 aconteça. Esta reação é descrita pela equação 1 (TABRETT, 1997):



Apesar de a maioria das ligas de FFBC se solidificarem completamente na região eutética, se o material permanecer líquido quando a temperatura atingir U2, ocorre a reação mostrada na equação 2, formando carbonetos do tipo M_3C (TABRETT, 1997).

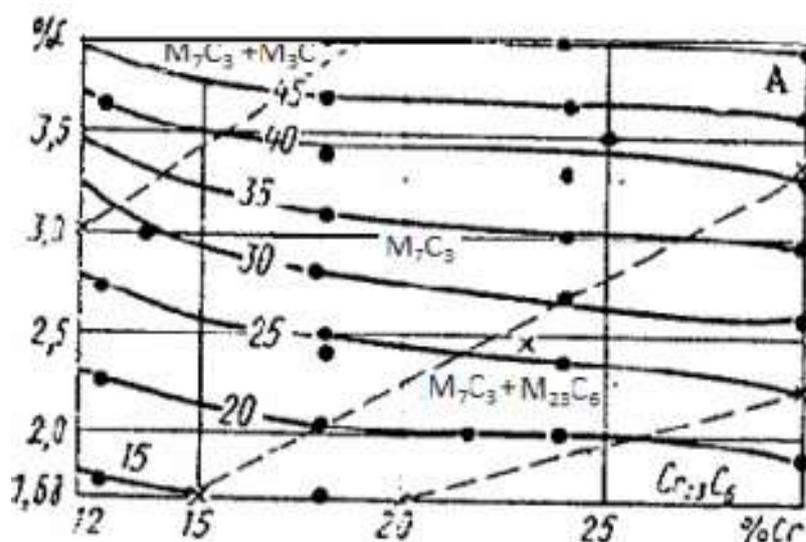


Essa reação é rapidamente reprimida à medida que uma parede de carbonetos M_3C se forma nos carbonetos M_7C_3 , inibindo o contato entre M_3C e o líquido. Pela observação da Figura 24 é possível perceber que a formação do carboneto secundário M_3C ocorre quando a concentração de cromo se encontra abaixo de 10%, não ocorrendo a equação eutética exemplificada em (1). Além disso, é possível perceber que à medida que a concentração de cromo aumenta na reação eutética, os teores de carbono diminuem.

A quantidade e morfologia dos carbonetos M_7C_3 , as propriedades da matriz e a formação de carbonetos secundários interferem no desempenho dos FFBC em aplicações que envolvem desgaste abrasivo. Os carbonetos secundários são originados durante um tratamento térmico e podem ser do tipo M_7C_3 , $M_{23}C_6$ ou M_3C (POWELL; LAIRD, 1992).

Na Figura 24 observa-se que a formação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ é favorecida com um aumento do teor de cromo a partir de determinada fração. Segundo Mariot (2010), a queda de temperatura provoca uma diminuição da solubilidade do carbono e dos elementos de liga na austenita. Desta forma, em longos intervalos de resfriamento, com a difusão dos elementos, é possível ocorrer precipitação, no estado sólido, de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ (carbonetos secundários), no interior da austenita.

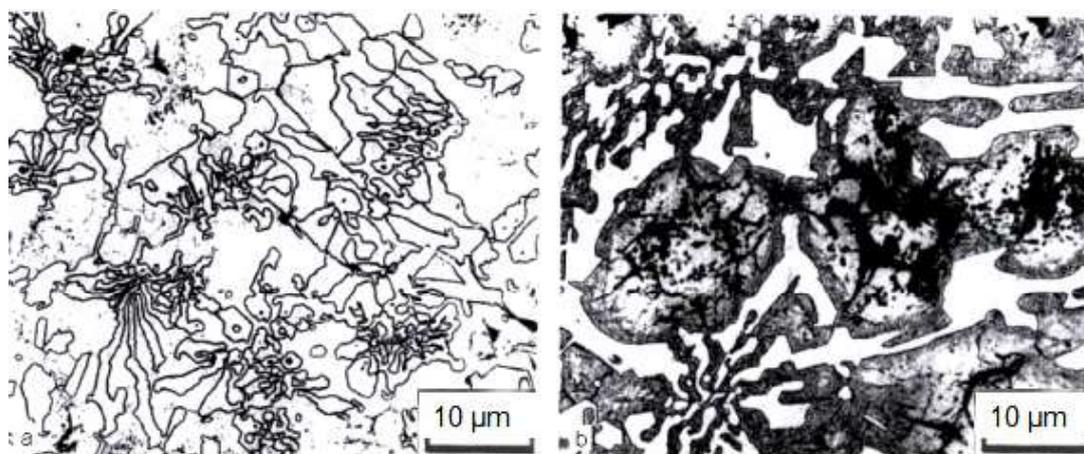
Figura 24 - Projeção do Diagrama Cr-C



Fonte: Rozhkova; Romanov (1985).

De acordo com Laird, Gundlach e Rohrig (2015), a precipitação de carbonetos secundários permite a formação de uma certa quantidade de martensita, pois desestabiliza a matriz austenítica. Esta precipitação é favorecida em lentos resfriamentos, no entanto, para determinadas composições, pode ocorrer também em altas taxas de resfriamento, com menor volume. Ao fim do resfriamento, o FFBC apresenta uma matriz austenítica-martensítica, como pode ser observado na Figura 25.

Figura 25 - Microestruturas de um ferro fundido branco com 15%Cr



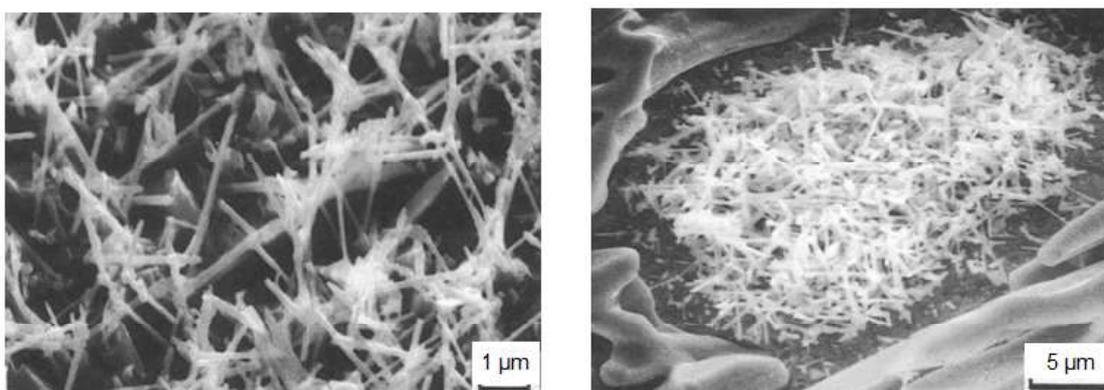
(a) microestrutura austenítica

(b) microestrutura austenítica - martensítica

Fonte: Laird, Gundlach e Rohrig (2015).

A morfologia dos carbonetos $M_{23}C_6$ pode ser observada na Figura 26, em forma de fibras finas e interconetadas. Os carbonetos surgiram em uma liga Ni-Hard estudada por Powell e Laird (1992) durante tratamentos térmicos realizados por 15 minutos e 04 horas a $1000^{\circ}C$.

Figura 26 - Morfologia carbonetos secundários $M_{23}C_6$



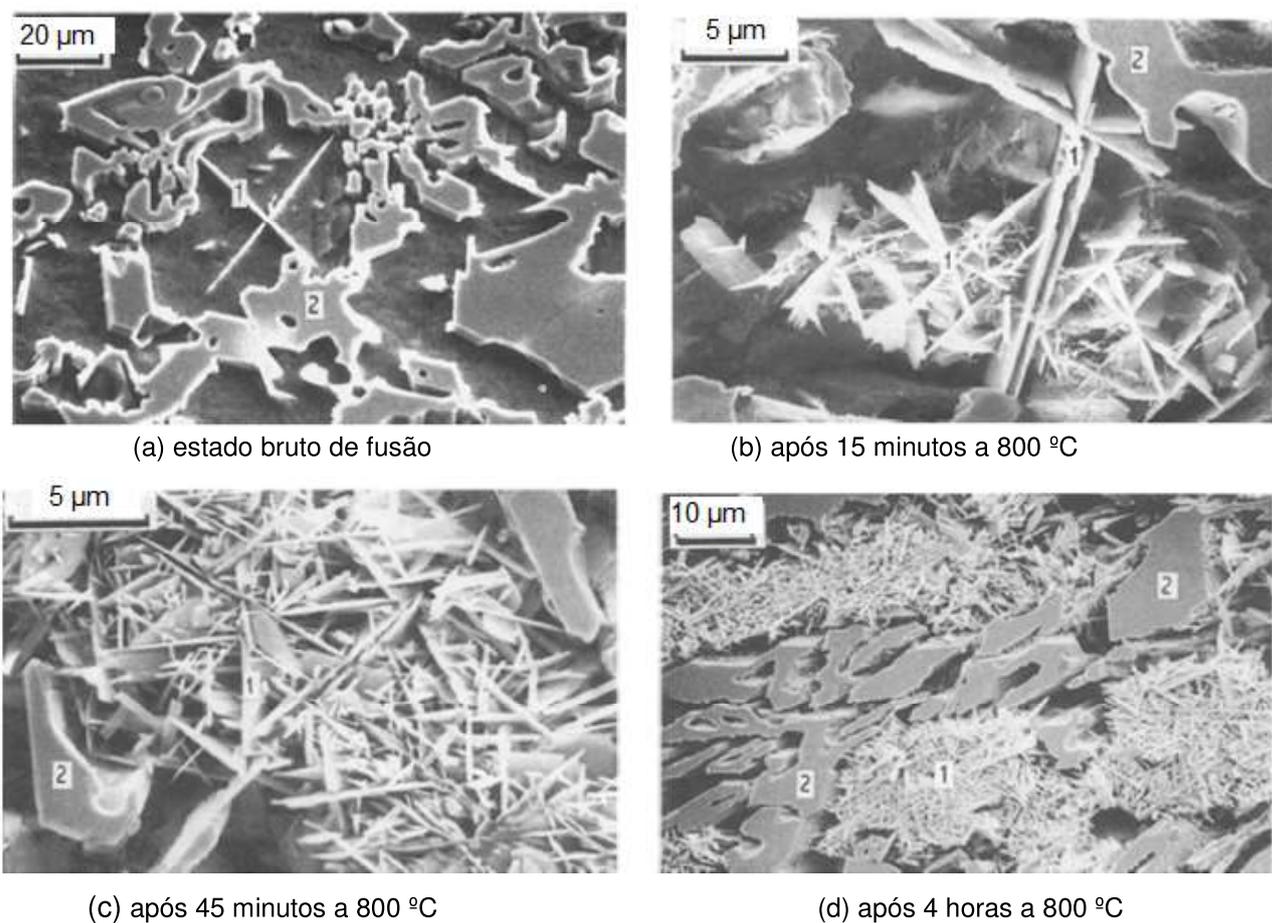
(a) após 15 minutos a $1000^{\circ}C$

(b) após 4 horas a $1000^{\circ}C$

Fonte: Powell e Laird (1992).

Powell e Laird (1992) estudaram a formação de carbonetos secundários do tipo M_3C em uma liga Ni-Hard, classificada como Liga A, com elevado teor de níquel, além de carbono, silício e manganês, a 800°C . Os autores observaram que a morfologia dos carbonetos não foi alterada com o aumento do tempo de exposição da liga à temperatura de 800°C , no entanto, a quantidade de carbonetos formada aumentou significativamente. Pode-se observar na Figura 27 os resultados encontrados. Os carbonetos secundários do tipo M_3C foram identificados com o número 1 e os carbonetos eutéticos M_7C_3 foram identificados pelo número 2.

Figura 27 - Carbonetos secundários formados em uma liga Ni-Hard com tratamento térmico a 800°C

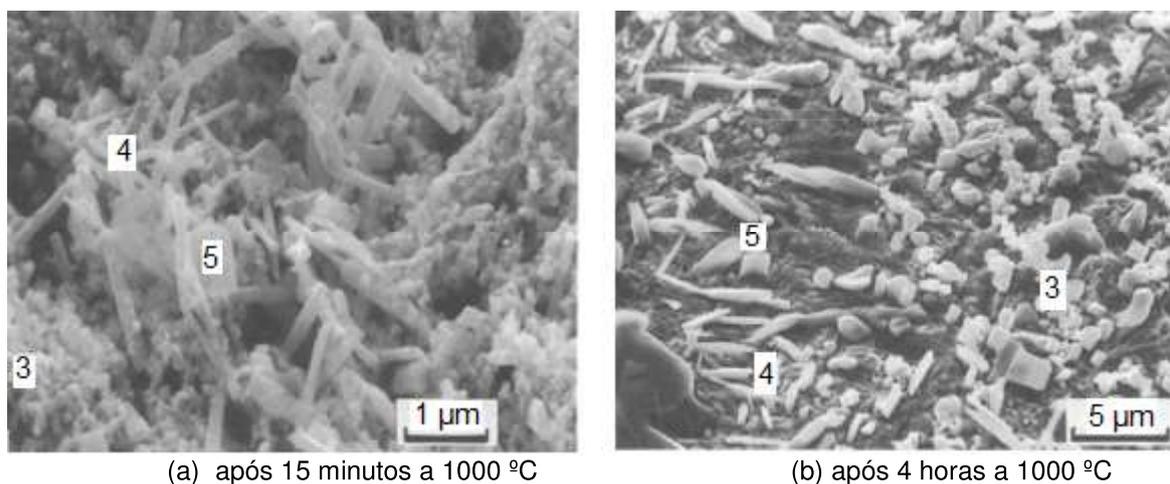


Fonte: Powell e Laird (1992).

Amostras de uma Liga B estudadas por Powell e Laird (1992) não apresentaram carbonetos secundários no estado bruto de fusão, no entanto, após submetidas a uma temperatura de 1000°C , apareceram carbonetos secundários M_7C_3 com três morfologias distintas: aglomerados, em forma de barras e em formas de placas.

Pode-se observar na Figura 28 a morfologia destes carbonetos encontrados após 15 minutos e 4 horas a 1000 °C. O número 3 identifica os carbonetos aglomerados, 4 os carbonetos em forma de barras e 5 os carbonetos em forma de placas.

Figura 28 - Morfologia dos carbonetos secundários M_7C_3



Fonte: Powell e Laird (1992).

4.1.3 Influência da composição química na microestrutura

O cromo e o carbono são os principais elementos químicos presentes nos ferros fundidos brancos alto cromo e influenciam significativamente a fração volumétrica de carbonetos e o tipo de carboneto formado (ROZHKOVA; ROMANOV, 1985).

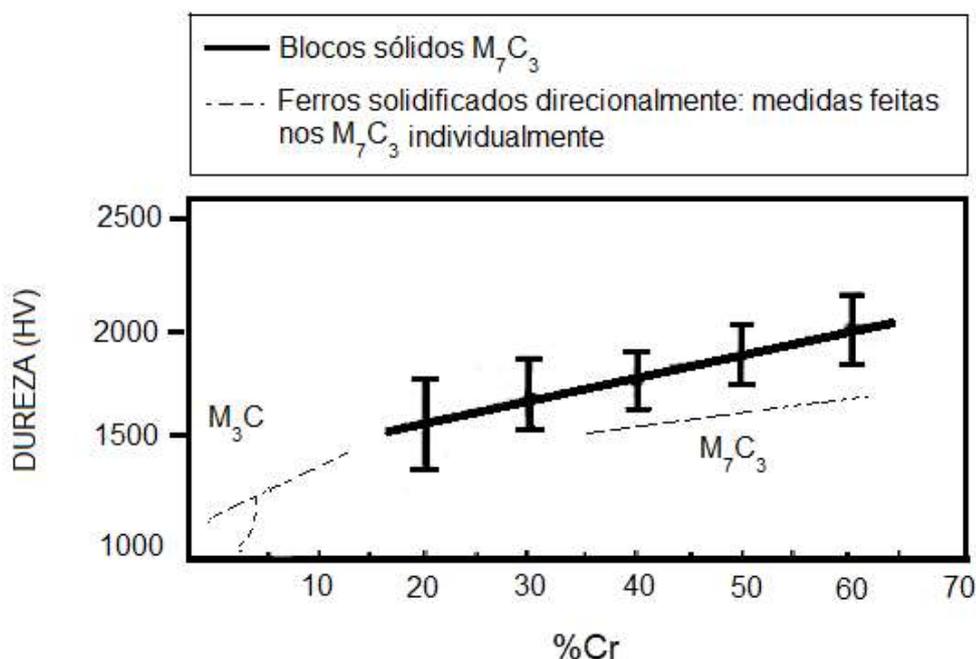
As equações 3 e 4 relacionam os teores de cromo e carbono com a fração volumétrica de carbonetos gerados. Essas equações foram concebidas, respectivamente, por Maratray e Usseglio (1970) e Dogan e Laird (1995). É possível perceber que o carbono possui uma influência mais significativa na FVC que o cromo.

$$FVC (\%) = 12,33 (\%C) + 0,55 (\%Cr) - 15,2 \quad (3)$$

$$FVC (\%) = 14,05 (\%C) + 0,43 (\%Cr) - 22 \quad (4)$$

O cromo é um formador de carbonetos duros. Nos carbonetos M_7C_3 , a variação do teor de cromo na liga possibilita a elevação do teor de carbonetos e consequentemente a elevação da dureza, como é apresentado na Figura 29.

Figura 29 - Relação entre teor de cromo dos carbonetos e dureza



Fonte: Adaptado de Laird, Gundlach e Rohrig (2015).

A mudança na composição química é necessária para a obtenção de propriedades mecânicas desejadas para determinadas aplicações. A adição de elementos de liga é feita, muitas vezes, para alcançar uma maior dureza na matriz. Um aumento maior na resistência ao desgaste dos ferros fundidos pode ser obtido por meio da introdução elementos, como nióbio, molibidênio, vanádio, manganês, cobre, entre outros (GREGOLIM, 1990; GUESSER, 1989; ARIKAN, 2001; CHEN, 1993).

O molibidênio é o elemento mais adicionado às ligas de FFBC. Ele melhora a tenacidade da liga e age inibindo a formação de perlita, fazendo com que a matriz bruta de fusão seja austenítica. Em teores de até 3%, favorece a formação de carbonetos do tipo M_2C e proporciona um aumento na temperabilidade dos ferros fundidos brancos. Os carbonetos do tipo M_2C são formados quando a razão cromo/carbono está entre 5 e 10 (ZEY TIN et al., 2011).

Em combinação com adições de cromo ou nióbio, o molibidênio leva à formação de uma matriz martensítica e permite uma significativa melhora na resistência à abrasão (CHIAVERINI, 2005).

A adição do vanádio implica em uma redução do carbono disponível na matriz e na formação de carbonetos do tipo VC. Ligas com teores de 3,28%V mostraram maior resistência à abrasão com uma maior fração volumétrica de carbonetos, em uma estrutura fina e uniforme (RADULOVIC; TOMOVIC, 1994). O cobre e o manganês aumentam a temperabilidade da liga e inibem a formação de perlita.

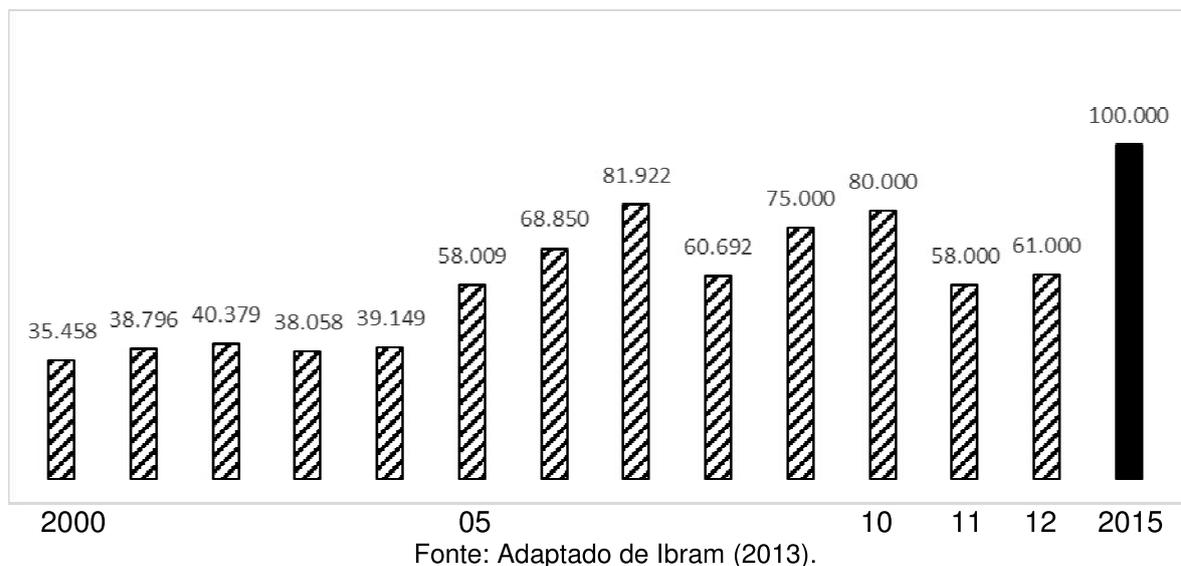
Segundo Arian (2001), o titânio também age como um forte formador de carbonetos e adições de 0,38%Ti juntamente com tratamento térmico permite um aumento na resistência ao desgaste abrasivo e aumento da dureza.

O nióbio é um elemento muito adicionado para ganho de dureza e resistência ao desgaste, existindo vários trabalhos na literatura que mostram, com sucesso, a utilização do mesmo.

4.1.4 Adição de nióbio no FFBC

A adição de nióbio representa um ganho em resistência à abrasão e o elemento é facilmente encontrado no Brasil, visto que o país é o maior produtor mundial de nióbio, concentrando 98% das reservas conhecidas no mundo. A produção de nióbio no Brasil teve um aumento significativo nos últimos anos (Ibram, 2013). A produção média anual de nióbio nas principais jazidas brasileiras é apresentada na Figura 30.

Figura 30 - Produção de nióbio no Brasil em toneladas



Segundo Penagos (2016), o efeito do nióbio na resistência à abrasão dos FFAC se dá por diversos fatores, podendo levar ligas inicialmente hipereutéticas se transformarem em ligas eutéticas.

[...] São vários os fatores que podem influenciar o efeito do nióbio na resistência à abrasão, isto é, microestrutura, tratamento térmico, composição química, entre outros. Em resumo, as seguintes hipóteses, acerca do mecanismo do efeito do nióbio na resistência à abrasão de FFAC's, têm sido mencionadas na literatura:

i. O nióbio é um elemento fortemente formador de carbonetos NbC de elevada dureza (entre 2400 e 2850 HV) (Hutchings 1992, He-Xing et al. 1993);

ii. Os carbonetos NbC possuem morfologia favorável (compacta) que ajuda na fixação dos mesmos na matriz (He-Xing et al. 1993);

iii. O nióbio pode dissolver na matriz incrementando a microdureza da mesma (He-Xing et al. 1993, Filipovic et al. 2013);

iv. O nióbio pode ficar dissolvido nos carbonetos de cromo (M_7C_3) aumentando a sua microdureza (He-Xing et al. 1993);

v. Para FFAC's com microestrutura hipereutética, adições de Nb tornam os carbonetos de cromo M_7C_3 mais refinados e com morfologia aparente mais isotrópica (Zhi et al. 2008) [...] (PENAGOS, 2016, p.30).

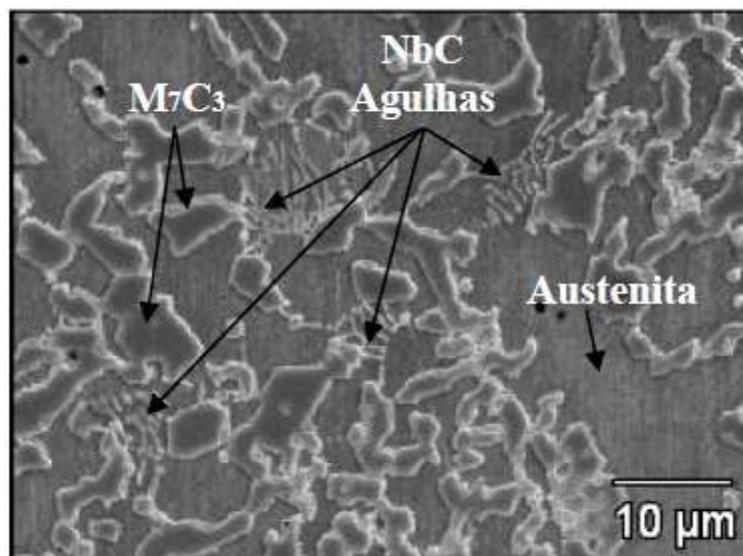
Os efeitos do nióbio são recorrentes, principalmente, pela formação de carbonetos do tipo NbC, de alta dureza. Este carboneto apresenta-se na forma poligonal (compacta) ou ainda na forma alongada (bastonetes). A forma do NbC tende a se modificar de alongada para compacta à medida que aumenta o teor de nióbio (CEMIL, 2006).

Os carbonetos NbC são mais duros que os carbonetos do tipo M_7C_3 e a adição do nióbio permite um aumento indireto ou direto da temperabilidade, pelo fato de se combinarem preferencialmente com o carbono, permitindo que o molibdênio e o cromo dissolvam na matriz (SILVA, 1999). Existem na literatura estudos que mostram ligas com até 12%Nb, no entanto, diversas destas pesquisas mostram ganhos importantes na resistência ao desgaste abrasivo com adições entre 0,5 e 1%Nb.

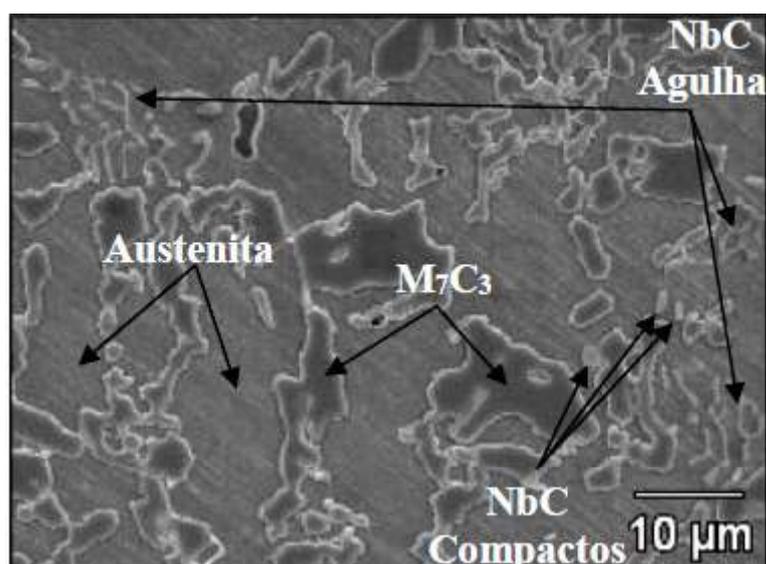
Melo (2018) observou que ao adicionar teores de 0,5% e 1% de nióbio, a microestrutura alterou de eutética para hipoeutética, apresentando uma redução de 32,27% de taxa de desgaste com 0,5%Nb comparada à uma liga eutética sem nióbio, não apresentando reduções satisfatórias para a adição de 1%Nb. Além disso, observou que a presença dos carbonetos de nióbio (NbC) contribuíram com a dureza nas ligas tratadas termicamente com recozimento seguido de desestabilização e revenimento, e que as regiões com alta concentração de carbonetos NbC recobriram os carbonetos do tipo M_7C_3 , atuando como camadas de proteção dos mesmos no desgaste abrasivo.

Por meio de imagens obtidas por MEV foi possível verificar a presença de carbonetos NbC em formato de finas agulhas com perfil “enganchado” e em uma liga de FFAC 0,5%Nb e de carbonetos NbC em forma compacta em uma liga de FFAC 1%Nb, como pode ser observado na Figura 31.

Figura 31 - MEV de ligas FFBAC com adição de Nb



(a) MEV liga FFBAC 0,5%Nb



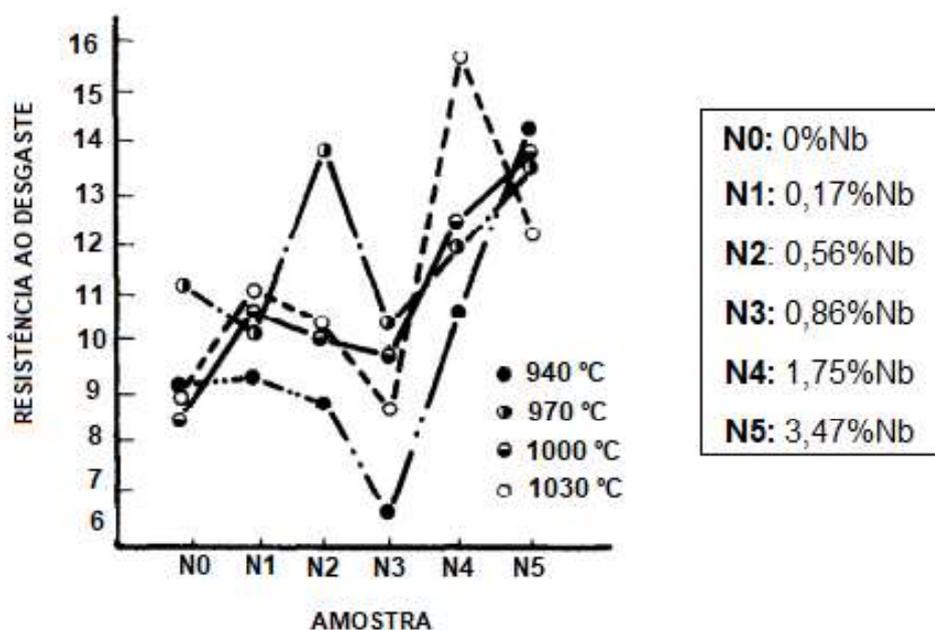
(b) MEV liga FFBAC 1%Nb

Fonte: Adaptado de Melo (2018).

Chen et al. (1993) variaram a porcentagem de nióbio de 0,17% a 3,47% em uma liga de FFBAC com estruturas hipo e hipereutéticas, obtidas por meio da variação de teores de carbono e constataram que nas ligas com adição de nióbio ocorreram a presença dos carbonetos do tipo NbC. As amostras foram tratadas termicamente em temperaturas distintas e os autores verificaram que a amostra tratada a 1030 °C de composição 1,75%Nb e 3,54%C, com estrutura hipoeutética, obteve a melhor resistência ao desgaste.

O efeito do nióbio na resistência ao desgaste das ligas estudadas pode ser observado na Figura 32.

Figura 32 - Efeito do Nb na resistência ao desgaste

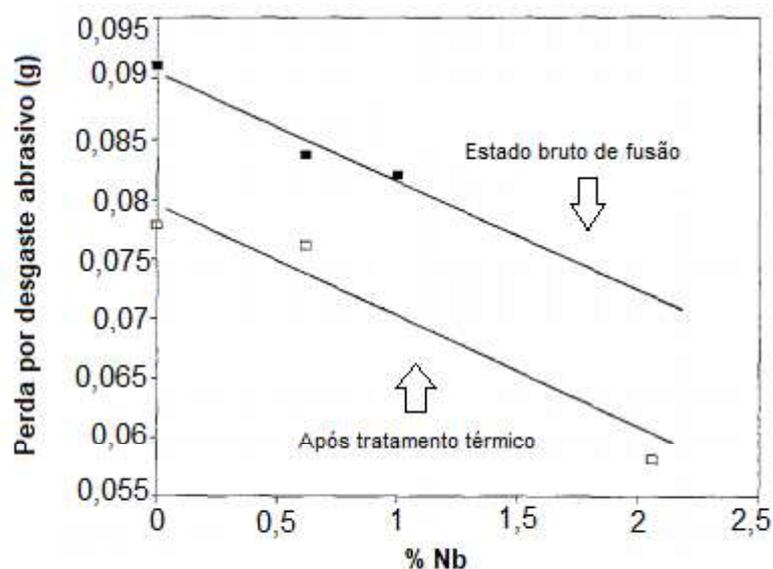


Fonte: Adaptado de Chen et al. (1993).

Segundo Fiset et al. (1993), ligas Fe-C-Cr com adição de nióbio apresentam uma menor quantidade de austenita retida que ligas sem a presença do nióbio. Pelo fato do nióbio possuir uma baixa solubilidade na austenita e nos carbonetos M_7C_3 , a maior parte dos elementos adicionados se apresentam na forma de carbonetos de nióbio (NbC). Ao comparar a tenacidade de uma liga Fe-C-Cr com e sem nióbio, verificaram, por meio do ensaio Charpy, que o nióbio eleva a tenacidade da liga em até 7%. Além disso, a adição do nióbio permite um aumento de 25% na resistência ao desgaste.

Na Figura 33 observa-se o efeito da concentração de nióbio na resistência ao desgaste abrasivo da liga no estado bruto de fusão e após TT após a realização de ensaios de desgaste num abrasômetro roda de borracha.

Figura 33 - Perda por desgaste abrasivo versus teor de nióbio



Fonte: Adaptado de Fiset et al. (1993).

Baik e Loper Jr. (1988) avaliaram a influência de diferentes teores de C e Nb em uma liga de FFAC e observaram que as ligas com adições de C e Nb de 2,5% a 3,34% e 0,63% a 0,65%, respectivamente, apresentaram estrutura com carbonetos M_7C_3 e pouca quantidade de carbonetos NbC. No entanto, ao provocar um aumento no teor de adição de Nb para 1,32% a 1,45%, os carbonetos NbC apresentaram-se em maior volume sob a forma de agulhas ao longo dos carbonetos M_7C_3 . Em teores mais elevados (1,95% a 2,13%Nb), os carbonetos NbC aparecem compactos. Ainda segundo os autores, a quantidade dos carbonetos é influenciada diretamente pela adição do nióbio, pois, ao adicioná-lo, o carbono acessível é preferencialmente consumido pelo nióbio na forma de NbC, portanto, há uma tendência de formar mais carbonetos NbC que M_7C_3 quando a porcentagem de nióbio é aumentada.

Portanto, além das pesquisas destacadas, na literatura encontra-se diversos estudos com resultados satisfatórios acerca do uso do nióbio como incremento em ligas utilizadas em esforços que exigem elevada resistência à abrasão.

5 TRATAMENTOS TÉRMICOS

As ligas de FFBC raramente são utilizadas no estado bruto de fusão. Segundo Zum-Gahr (1980) e Maratray (1971), no estado bruto de fusão, estas ligas possuem austenita metaestável na matriz, formada a altas temperaturas. Sinatora et al. (1989) e Guesser et al. (1989) analisaram ligas de FFBC hipoeutéticas e concluíram que, à temperatura ambiente, elas apresentaram dendritas de austenita e um eutético de austenita e carbonetos M_7C_3 . As microestruturas podem ser modificadas após serem submetidas a tratamentos térmicos.

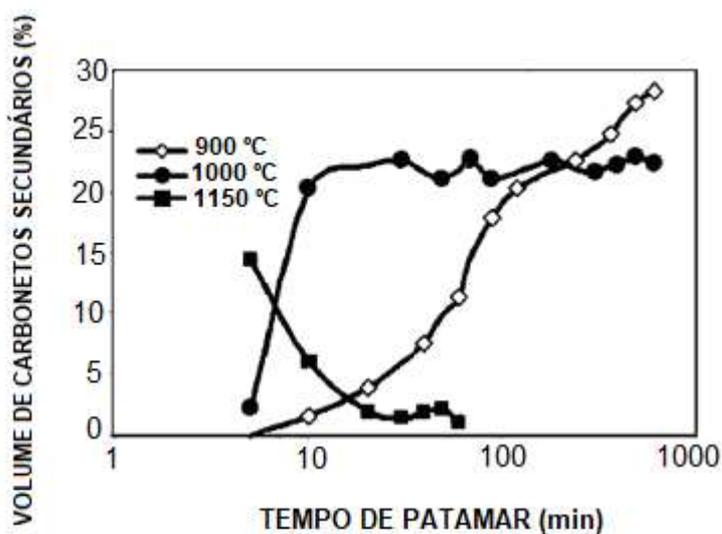
O tratamento térmico é empregado com a finalidade de reduzir as tensões que geram durante a solidificação com diferentes velocidades de resfriamento. A partir dele, é possível melhorar as propriedades mecânicas do material por meio de um refino da estrutura. O tratamento térmico nos FFBC visa obter uma elevada dureza associada à resistência ao desgaste, por meio da obtenção de uma matriz martensítica (ORTEGA, 2015).

O tratamento de recozimento é utilizado após a solidificação dos FFBC para reduzir a dureza do material para fins de usinagem. Ele permite a obtenção de uma matriz com menor dureza e com o máximo de ferrita após a solidificação. A decomposição da austenita em ferrita ocorre aproximadamente entre 700 °C – 750 °C. Para a obtenção máxima de ferrita, é necessário aproximadamente um recozimento de 06 horas a 700 °C, dado obtido por meio de ensaio de dilatométrica (CARMO et al., 1998).

Após recozido e usinado, o material é submetido a um tratamento térmico de desestabilização para desestabilizar a austenita e propiciar a precipitação de carbonetos secundários, visando aumentar a temperatura de início e de final de transformação martensítica, e, portanto, diminuir a quantidade de austenita retida (estabilizada) no material. Desta forma, ocorre um aumento na quantidade de martensita visando maior dureza e resistência ao desgaste (ORTEGA-CUBILLOS; BERNARDINI; TORRES, 2006). Segundo Tabrett (1997), a quantidade de austenita retida é fortemente dependente da quantidade de carbono presente na matriz após a desestabilização, a qual é influenciada pela temperatura e tempo de desestabilização, bem como pela seção da peça.

A precipitação dos carbonetos secundários depende da composição da liga e da temperatura de desestabilização e o aumento da fração volumétrica de carbonetos precipitados ao longo do tempo resulta na redução do teor de carbono dissolvido na austenita e, portanto, na redução da quantidade de austenita retida após o resfriamento (ORTEGA-CUBILLOS; BERNARDINI; TORRES, 2006). O resfriamento ao ar forçado é utilizado para se obter uma matriz com estrutura martensítica de elevada dureza, com baixa austenita e nenhuma perlita (PENAGOS, 2016). Na Figura 34 observa-se o volume de precipitação de carbonetos secundários em função do tempo de desestabilização para diferentes temperaturas. Até 1000 °C ocorreu um aumento no volume de carbonetos secundários devido a uma maior difusão do carbono, no entanto, ao atingir 1150 °C, esta alta temperatura permite uma maior solubilização do carbono na matriz, iniciando uma redução no volume de carbonetos secundários.

Figura 34 - Volume de carbonetos secundários em função do tempo e temperatura de desestabilização



Fonte: Ortega-Cubillos; Bernardini; Torres (2006).

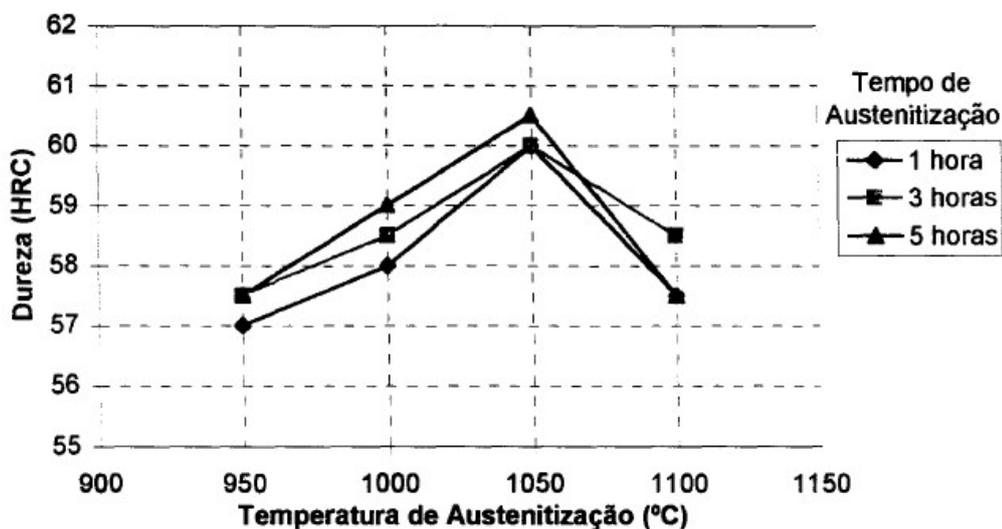
O tratamento térmico de revenimento é utilizado para o alívio de tensões em temperaturas de 200 °C em intervalos de duas horas (OLIVEIRA, 2015; ORTEGA-CUBILLOS; BERNARDINI; TORRES, 2006).

Sinatora et al. (1989) submeteram ferros fundidos brancos alto cromo a temperaturas entre 850 °C e 1150 °C, resfriando-os ao ar. Segundo os autores, o aumento da temperatura de desestabilização provocou um aumento no teor de carbono na austenita e assim um maior endurecimento da martensita. Ao submeter o material a 850 °C, o mesmo não obteve dureza suficiente, devido à possibilidade de ter ocorrido uma desestabilização incompleta e a mesma apresentar ferrita na estrutura. A 1050 °C, a liga obteve a maior dureza, apresentando uma matriz totalmente martensítica, registrando uma queda brusca da dureza após esta temperatura.

Farah (1997) submeteu ligas de FFBC à desestabilização, variando a temperatura de 950 °C a 1100 °C, por períodos de 1; 3 e 5 horas, com resfriamento em óleo e ar soprado. A partir dos estudos, o autor concluiu que há uma elevação na dureza da liga com o aumento da temperatura de desestabilização, até 1050 °C, ocorrendo, após esta temperatura, uma diminuição na dureza. A dureza da liga, a 950 °C, elevou-se com o aumento do tempo de 1h para 3h, mantendo constante para 5h. A 1000 °C, houve um aumento na dureza a medida que se aumentou o tempo de austenitização.

Na temperatura de 1050 °C, a dureza se manteve constante de 1h para 3h de permanência e obteve o seu maior valor com um aumento no tempo para 5h. A 1100 °C, houve uma redução da dureza comparada à temperatura anterior de 1050 °C, além disso, verificou-se que, o tempo de 3h a 1100 °C obteve melhores resultados de dureza se comparado a 1h e 5h de austenitização. Na Figura 35 observa-se a variação da dureza obtida, após o resfriamento forçado, em função das temperaturas e tempos de austenitização.

Figura 35 - Dureza x temperatura de austenitização para os tempos de 1; 3 e 5 horas

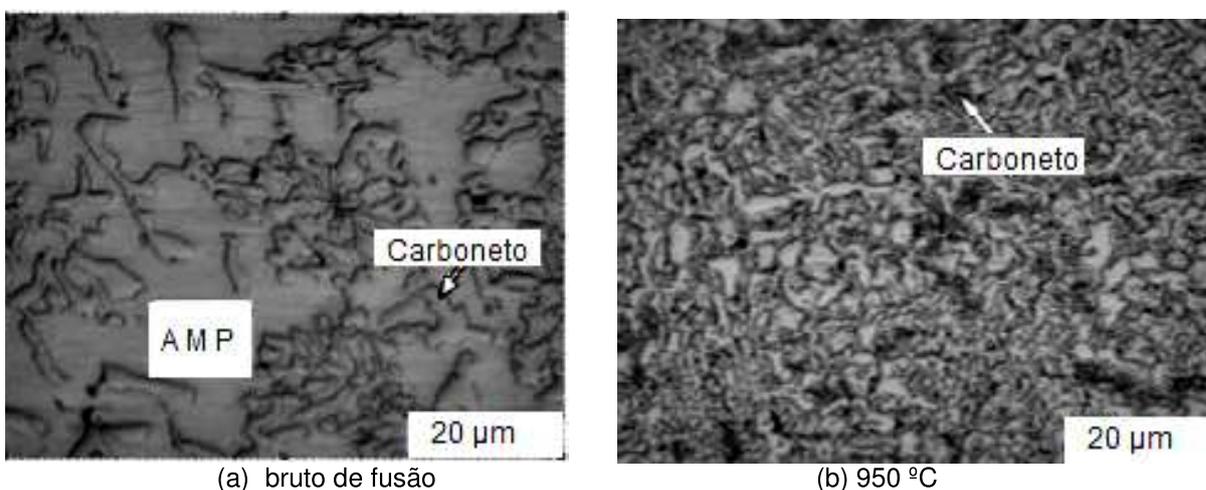


Fonte: Farah (1997).

Silva (2017) avaliou a faixa de temperatura mais apropriada de austenitização dos FFBC submetidos ao desgaste abrasivo. Para isto, as ligas foram submetidas a temperaturas de 950 °C e 1150 °C em um forno tipo mufla, sem controle de atmosfera. Após o aquecimento controlado por um termopar, as amostras foram resfriadas ao ar forçado até a temperatura ambiente.

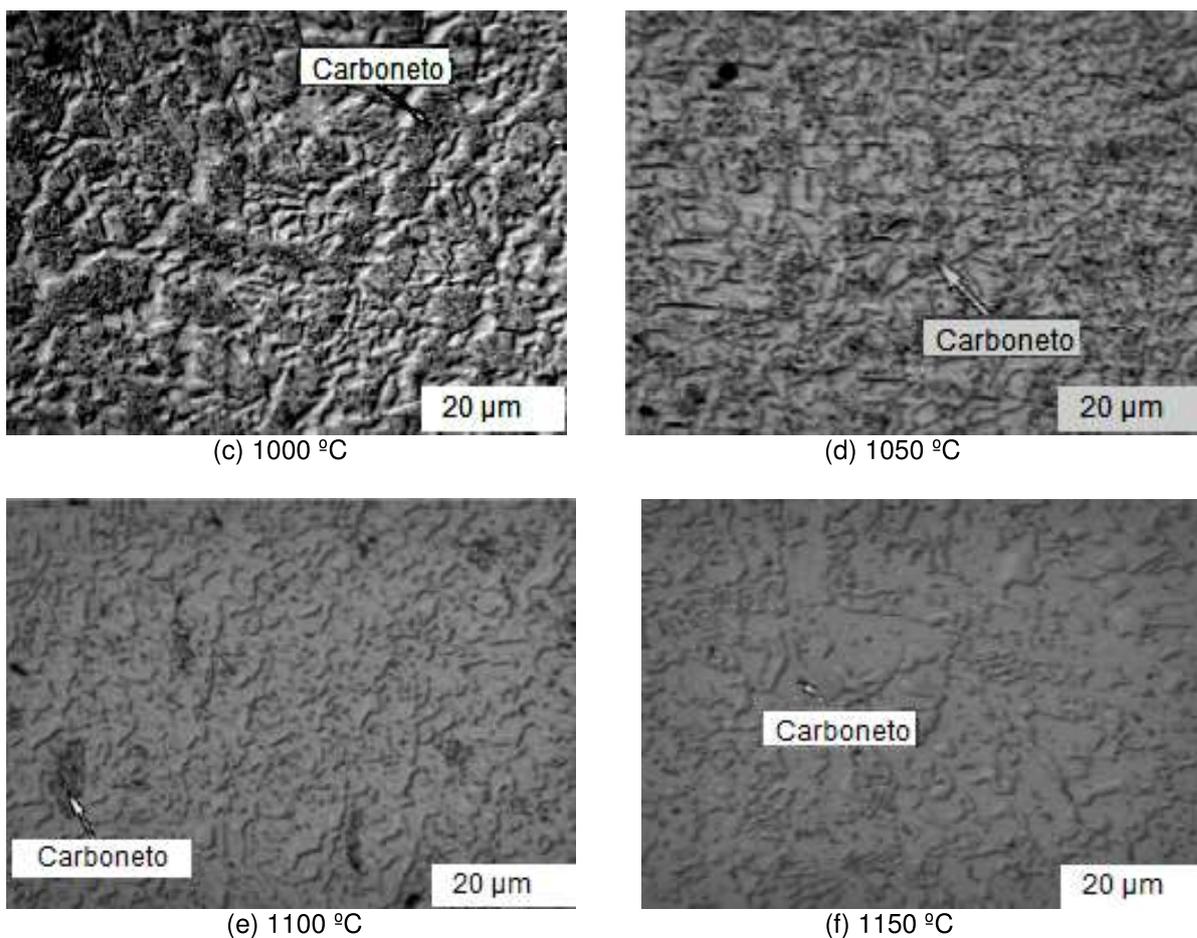
Na Figura 36 observa-se as análises metalográficas obtidas em ligas submetidas à diferentes temperaturas de desestabilização, evidenciando a modificação da matriz com o tratamento térmico.

Figura 36 - Análise metalográfica amostras FFBC



(a) bruto de fusão

(b) 950 °C



Fonte: Silva (2017).

No estado bruto de fusão, a liga apresentou uma estrutura predominantemente austenítica com carbonetos eutéticos, confirmando os estudos propostos por Tabrett (1997). A 950 °C, a presença de carbonetos secundários é mais evidente. Com o aumento da temperatura, em 1000 °C e 1050 °C, a matriz apresentou uma combinação entre austenita e martensita, e os carbonetos apresentaram-se mais uniformes e em maior quantidade. A partir de 1100 °C ocorreu o coalescimento dos carbonetos secundários.

O autor avaliou a dureza das ligas e concluiu que as amostras aquecidas a 1000 °C e 1050 °C obtiveram maior dureza na matriz e maior quantidade de carbonetos por unidade de área precipitados na matriz, confirmando os estudos de Ortega (2005). No entanto, a dureza do carboneto foi maior nas amostras aquecidas a 950 °C e 1050 °C, atribuindo este fator à relação entre o volume e tamanho ocupado pelos carbonetos. Pode-se observar na Tabela 3 os resultados de análise de microdureza da matriz e dos carbonetos.

Tabela 3 - Resultados de análise de microdureza da matriz e dos carbonetos

Microdureza Vickers (HV 0,01)		
Amostra - temperatura	Microdureza da Matriz	Microdureza do Carboneto
a = bruto de fusão	547,80	1.252,70
b = 950 °C	876,90	1.625,10
c = 1000 °C	1.039,70	1.316,30
d = 1050 °C	1.039,70	1.718,80
e = 1100 °C	584,90	1.458,50
f = 1150 °C	530,50	842,10

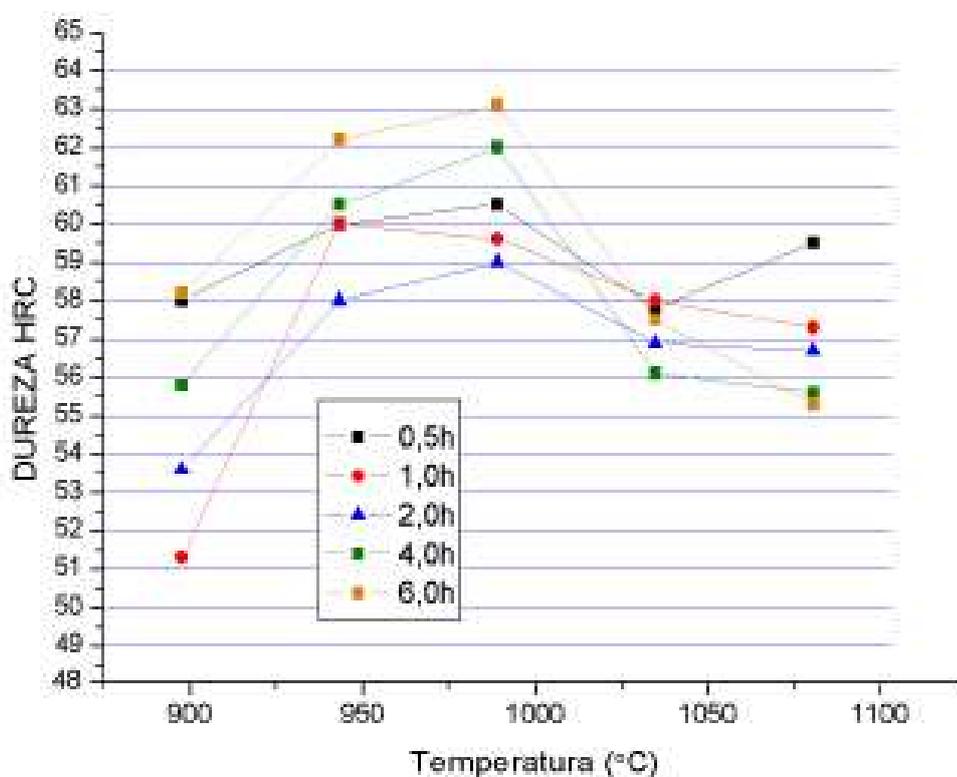
Fonte: Adaptado de Silva (2017).

Ortega-Cubillos; Bernardini; Torres (2006) avaliaram as propriedades e as microestruturas de ligas de FFBC fundidas na composição II D segundo norma ASTM 532. Elas foram submetidas a tratamentos térmicos de desestabilização, com e sem recozimento prévios (700 °C por 6h). As amostras com e sem recozimento foram submetidas ao tratamento de desestabilização à temperaturas de 950 °C e 1100 °C em tempos entre 0,5h e 5h. Foi realizado um revenimento a 200 °C por 1 hora, e o resfriamento foi feito ao ar livre.

Os estudos concluíram que, nas amostras que se encontravam no estado bruto de fusão, durante o tratamento de desestabilização, a dureza inicialmente aumentou e depois diminuiu com o aumento da temperatura, obtendo o valor máximo (63 HRC) a 1000 °C por 06 horas. Ao comparar a dureza da liga no estado bruto de fusão após desestabilização com a dureza de uma liga recozida por 700 °C a 6h e desestabilizada, observaram que, na amostra previamente recozida e desestabilizada, a dureza máxima (65 HRC) foi estabelecida a 1050 °C por 0,5 hora.

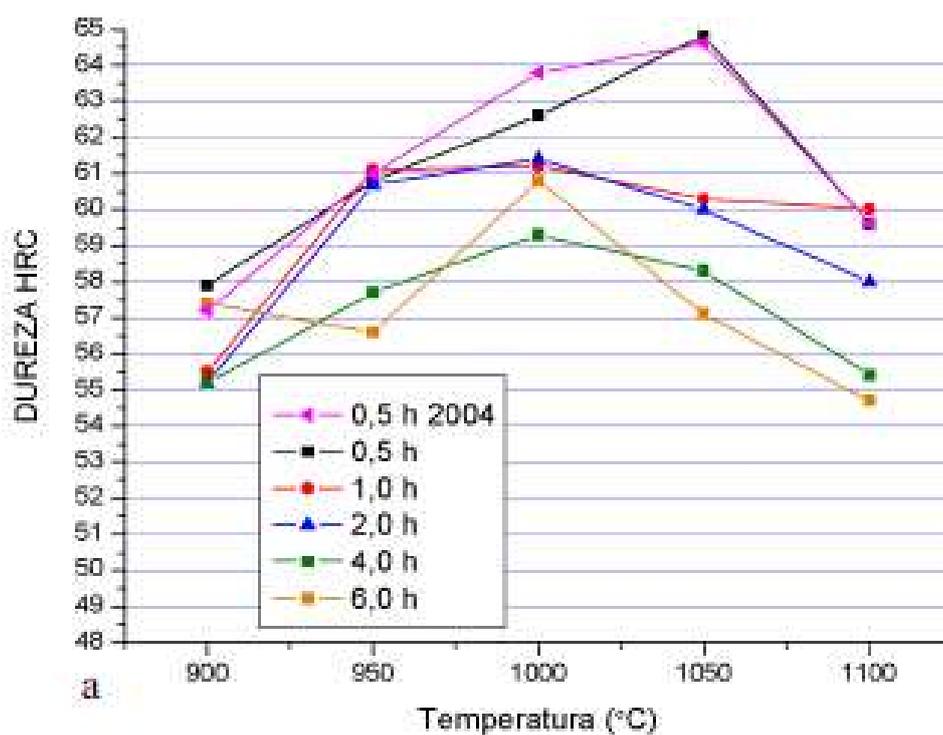
Comparando os gráficos da Figura 37 e da Figura 38, observa-se que é possível obter durezas maiores com tratamentos térmicos de desestabilização em tempos menores, quando o material é previamente recozido. Materiais no estado bruto de fusão necessitam de longos tempos de tratamento térmico para obter elevadas durezas, que não conseguem ser tão elevadas quanto à de materiais previamente recozidos. Na Figura 39, os autores utilizaram como parâmetro de comparação uma curva de 0,5h de tratamento térmico com dados referentes a ensaios prévios realizados em anos anteriores.

Figura 37 - Durezas após desestabilização da liga ferro fundido branco II D no estado bruto de fusão



Fonte: Ortega-Cubillos; Bernardini; Torres (2006).

Figura 38 – Durezas das amostras após desestabilização no estado inicial recozido

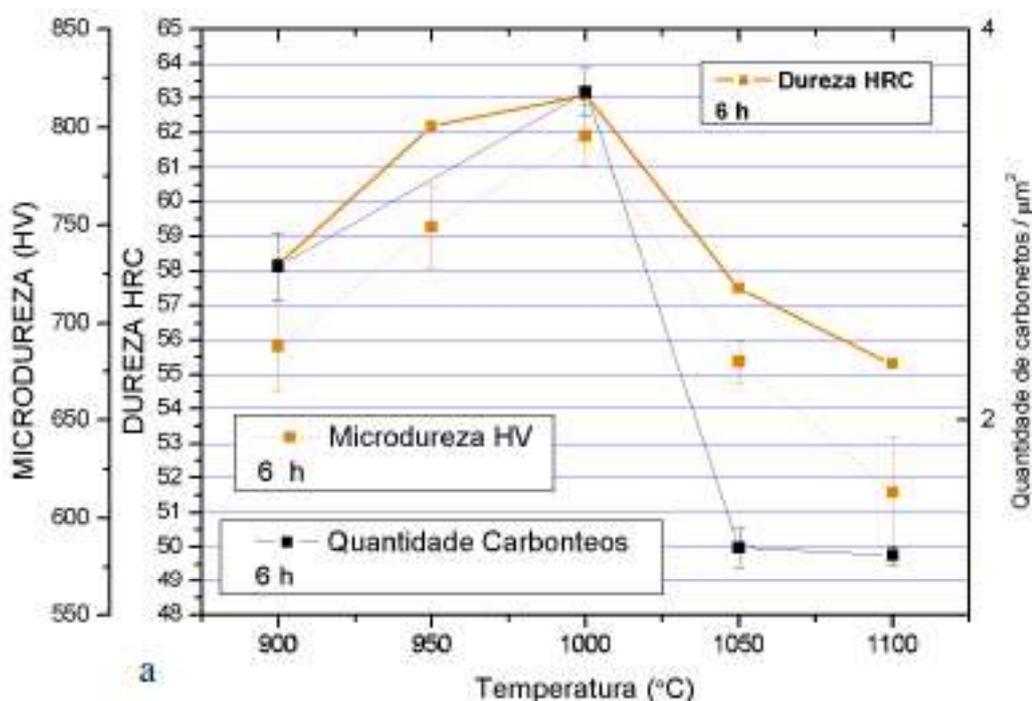


Fonte: Ortega-Cubillos; Bernardini; Torres (2006).

Segundo Ortega-Cubillos; Bernardini; Torres (2006), a maior dureza e consequente resistência ao desgaste da liga submetida à um recozimento prévio é justificada pela maior microdureza da matriz, que está relacionada com a maior quantidade de carbonetos por unidade de área precipitados na matriz após a desestabilização. A microdureza da liga aumentou com a quantidade de carbonetos precipitados, além disso, o aumento dos carbonetos propicia maior quantidade de martensita na microestrutura e consequente aumento na dureza.

Os autores avaliaram que, no estado bruto de fusão, a quantidade de carbonetos apresenta um valor máximo ao longo da temperatura de 1000 °C, como pode ser observado na Figura 39. Este valor máximo ocorre em função de dois fatores: a quantidade precipitada em baixas temperaturas é limitada pela cinética da difusão, e com o aumento da temperatura, a difusividade é aumentada, propiciando maior quantidade de carbonetos precipitados; por outro lado, maior aumento da temperatura, a solubilidade do carbono aumenta, resultando em uma menor supersaturação da austenita, e, portanto, menor quantidade de carbonetos a ser precipitada.

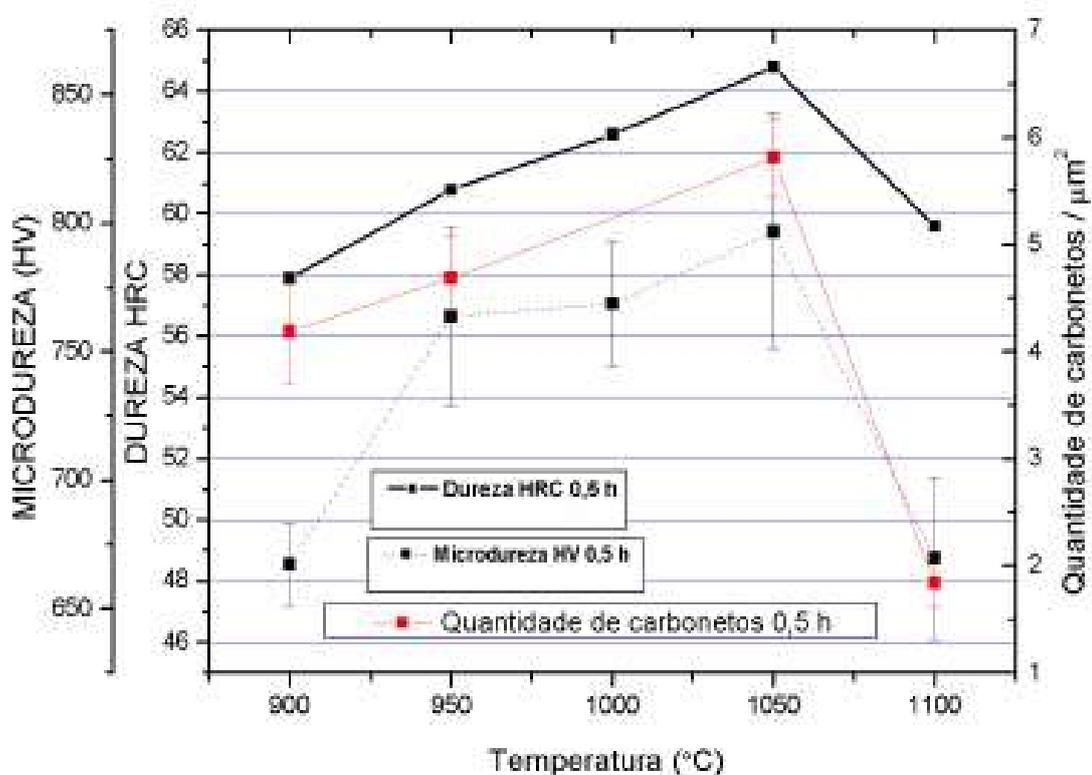
Figura 39 - Relação da quantidade de carbonetos , temperatura, macrodureza e microdureza das amostras desestabilizadas sem recozimento



Fonte: Ortega-Cubillos; Bernardini; Torres (2006).

As amostras recozidas apresentaram um valor máximo na quantidade de carbonetos na temperatura de 1050 °C, como pode ser observado na Figura 40. Os autores indicaram que a queda da quantidade de carbonetos com o aumento da temperatura de 1050 °C para 1100 °C ocorreu em consequência do aumento da solubilidade do carbono e do cromo na austenita.

Figura 40 - Relação da quantidade de carbonetos secundários, temperatura, macrodureza e microdureza das amostras desestabilizadas a partir do estado inicial recozido

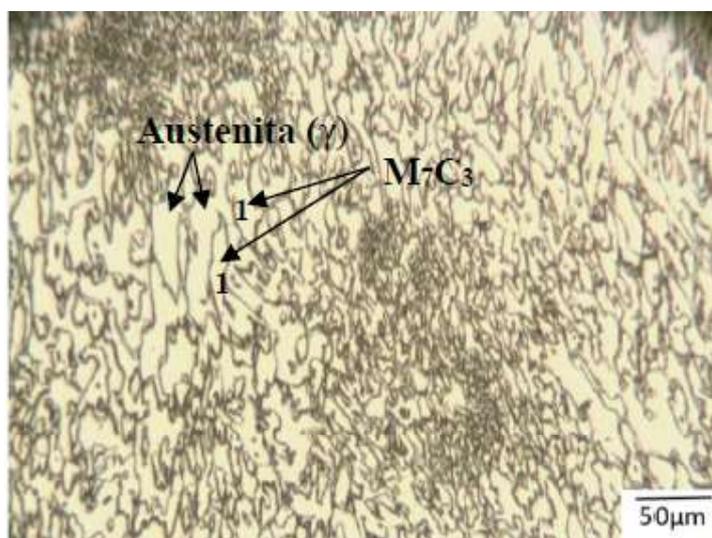


Fonte: Ortega-Cubillos; Bernardini; Torres (2006).

Melo (2018) tratou termicamente ligas de ferro fundido branco alto cromo com diferentes percentuais de nióbio (0%, 0,5% e 1%), promovendo um recozimento a 700 °C, por duas horas e, posteriormente, um aquecimento até 1000 °C, mantendo por cinco horas. Após os processos de aquecimento, promoveu um revenimento a 250 °C por duas horas. O autor concluiu que as amostras sem tratamento térmico eram formadas por carbonetos do tipo M_7C_3 em uma matriz predominantemente austenítica, podendo conter pequenas quantidades de martensita. Após o tratamento térmico, resultou-se em uma microestrutura com matriz predominantemente martensítica com austenita residual e carbonetos do tipo M_7C_3 . A microestrutura

obtida nas ligas no estado bruto de fusão pode ser observada na Figura 41.

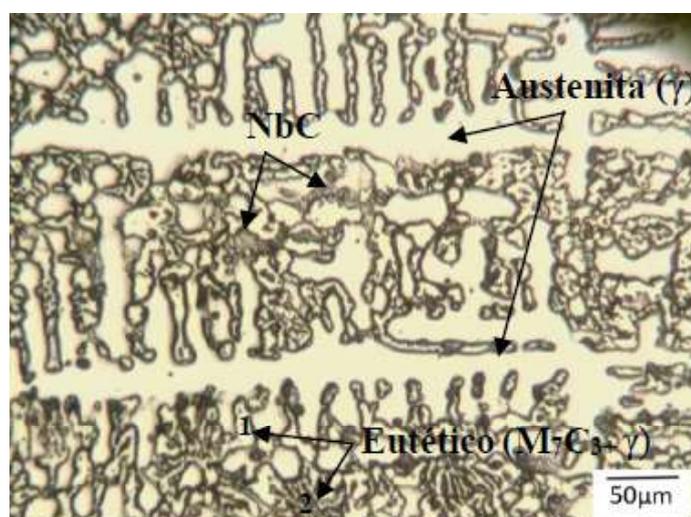
Figura 41 - Microscopias ópticas das ligas sem tratamento térmico



(a) FFBAC 0%Nb STT



(b) FFBAC 0,5% Nb STT



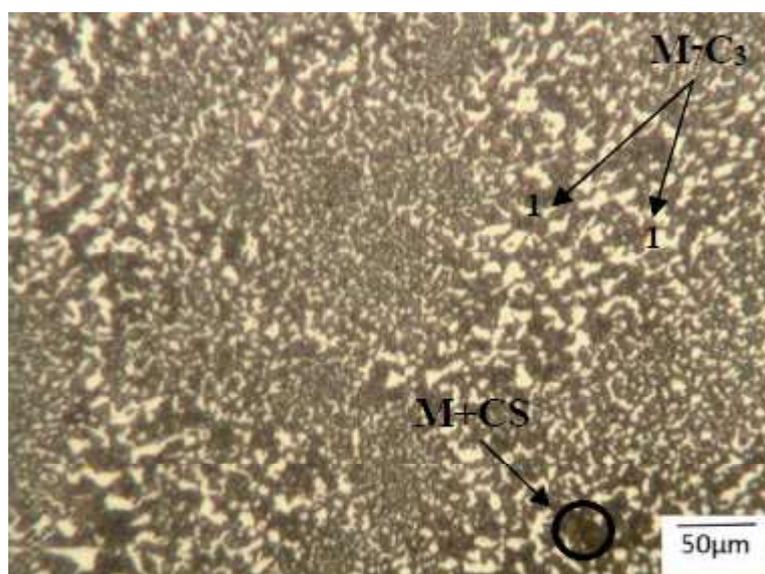
(c) FFBAC 1%Nb STT

Fonte: Melo (2018).

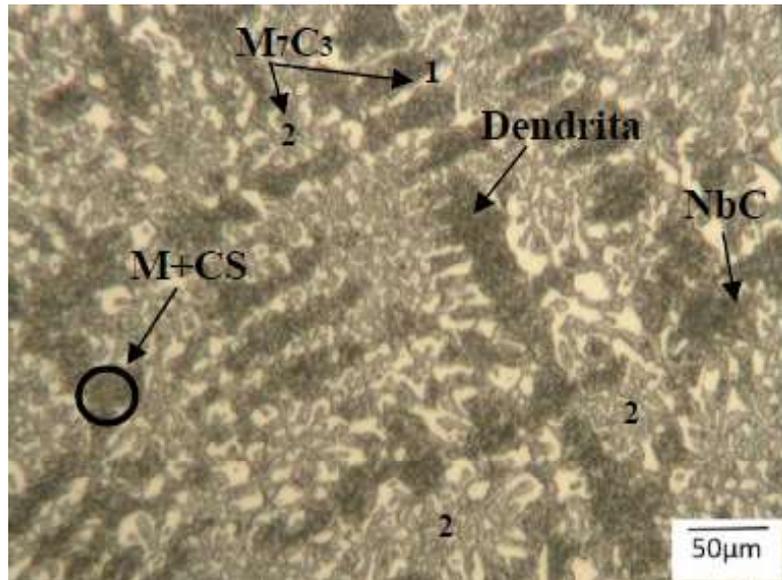
Na Figura 42(a), observa-se uma microestrutura eutética com carbonetos do tipo M_7C_3 em forma de placas, identificados pelo número 1 envoltos em uma matriz austenítica. Em 42 (b), observa-se uma microestrutura hipoeutética composta por dendritas de austenita primárias e o eutético composto por carbonetos M_7C_3 em forma de placas e bastonetes, identificados pelos números 1 e 2, respectivamente, e austenita.

A liga de FFBC com 1%Nb apresentou uma microestrutura hipoeutética, como a liga com 0,5%Nb, com dendritas de austenita primárias e o eutético composto por carbonetos e austenita, como pode ser observado na Figura 42 (c). No entanto, o autor observou um aumento na quantidade de dendritas de austenita. Os carbonetos NbC foram verificados nas ligas com 0,5%Nb e com 1%Nb. Após a realização do tratamento térmico, a morfologia dos carbonetos eutéticos encontrados permaneceu a mesma, sendo os carbonetos em formas de placas indicados pelo número 1 e os carbonetos em forma de bastonetes radiais indicados pelo número 2, como pode ser observado na Figura 42. Os carbonetos apresentaram-se nas figuras em coloração branca em uma matriz de coloração escura. O autor concluiu que o tratamento térmico provocou alteração da matriz austenítica em matriz predominante martensítica com carbonetos secundários do tipo M_7C_3 e austenita retida.

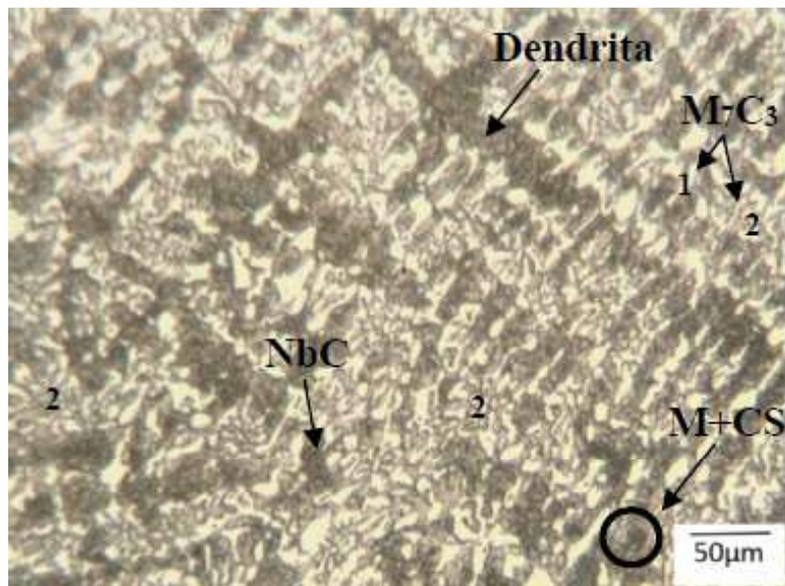
Figura 42 - Microscopias ópticas das ligas tratadas termicamente



(a) FFBC 0%Nb TT



(b) FFBAc 0,5%Nb TT



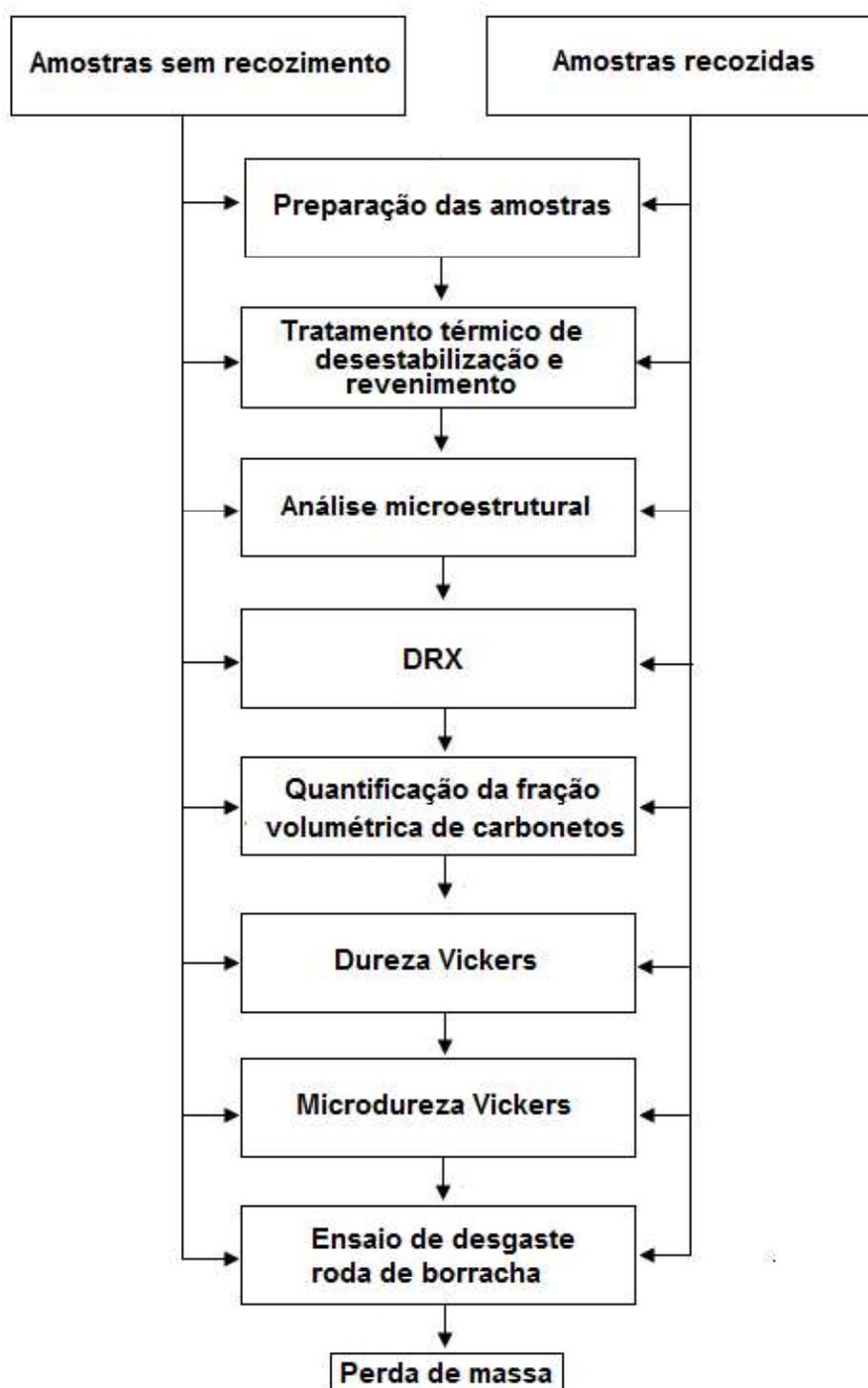
(c) FFBAc 1%Nb TT

Fonte: Melo (2018)

6 Materiais e Métodos

O trabalho consiste na preparação das amostras obtidas pelo processo de fundição, na realização de tratamento térmico, na caracterização e na execução de ensaios. A Figura 43 aborda os procedimentos e métodos que serão adotados na execução do trabalho.

Figura 43 - Procedimentos e métodos



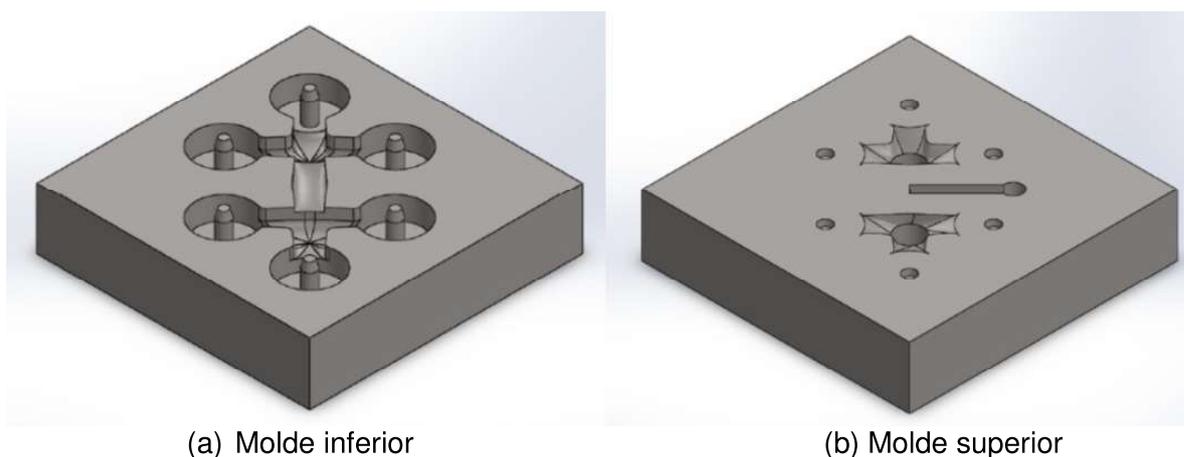
Fonte: Próprio autor (2021).

6.1 Materiais

A liga escolhida é uma liga resultante da fusão de pedaços de rotor de bomba de polpa de minério de ferro utilizada em mineração, sendo esta uma liga de ferro fundido branco alto cromo Classe III tipo A (conforme norma ASTM A532), com adição de 0,5% de nióbio.

O material foi disponibilizado a partir do trabalho de Silva (2019). Os procedimentos para a fundição do material foram realizados no SENAI de Itaúna-MG, em um forno à indução, com a utilização de moldes de areia sintéticas, moldados sobre caixas metálicas. O projeto do molde utilizado pode ser observado na Figura 44. Os corpos de prova foram fundidos com uma adição de nióbio objetivando um teor de 0,5%Nb.

Figura 44 - Molde para fundição dos corpos de prova



Fonte: Adaptado de Silva (2019).

A composição final da liga após o processo de fundição comparada à composição de uma liga Classe III tipo A conforme a norma ASTM A 532 pode ser observada na Tabela 4.

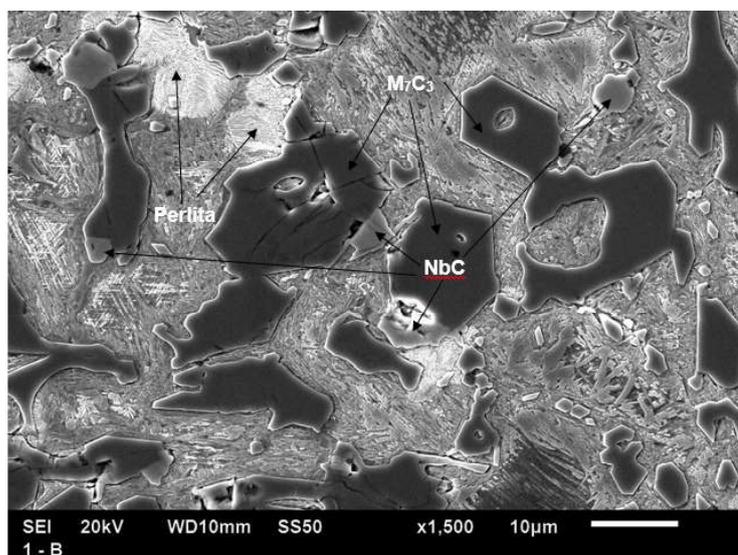
Tabela 4 - Composições químicas em peso (%)

Composições químicas em peso (%)									
Carbono	Manganês máx	Silício	Níquel	Cromo	Molibdênio máx	Cobre máx	Fósforo máx	Enxofre máx	Nióbio
Classe III tipo A - ASTM A-532									
2,0–3,3	2,0	1,5 máx	2,5 máx	23,0–30,0	3,0	1,2	0,10	0,06	—
Liga obtida									
3,092	0,931	1,217	0,467	25,313	0,089	0,138	0,033	0,007	0,610

Fonte: Adaptado de Silva (2019).

Segundo Silva (2019), após fundido e desmoldado, o material passou por uma limpeza e jateamento. No estado bruto de fusão, sem nenhum tratamento térmico, a análise por microscopia óptica da liga apresentou uma matriz predominantemente austenítica com algumas colônias de perlita e carbonetos hexagonais, sugerindo uma liga hipereutética. Além disso, a microestrutura apresentou carbonetos de nióbio (NbC), integrados com carbonetos de cromo do tipo M_7C_3 e de forma isolada na matriz, como pode ser observado na Figura 45.

Figura 45 – Microestrutura da liga no estado bruto de fusão



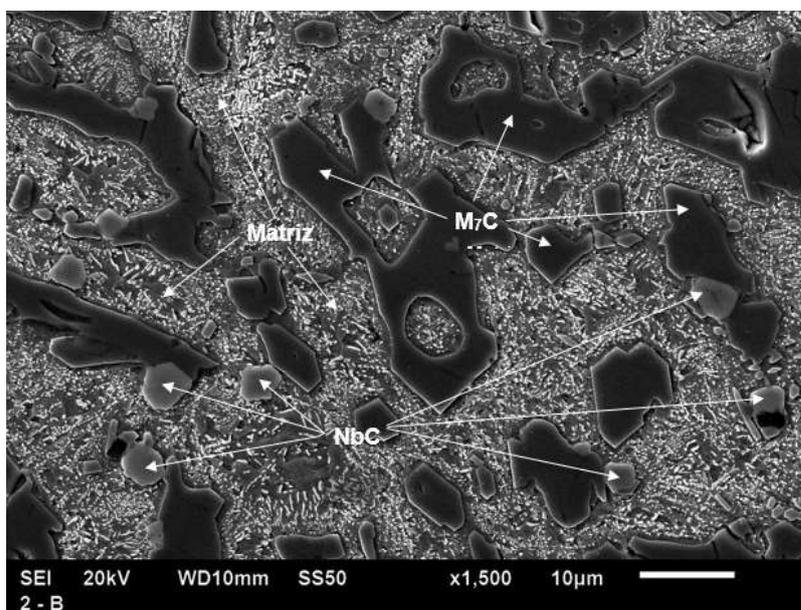
Fonte: Silva (2019).

Para a realização do recozimento, utilizou-se um forno tipo cadinho, fabricado pela Oriental Engineering, modelo P50/120 com homogeneização da temperatura através de um sistema de circulação de ar forçado. O material foi recozido a 700 °C

por um tempo de 6 horas, sendo resfriado por aproximadamente 48 horas até a temperatura ambiente, dentro do próprio forno. Os parâmetros de recozimento utilizados por Silva (2019) foram sugeridos na literatura por Carmo et al. (1996) e Ortega-Cubillos; Bernadini; Torres (2006).

Ainda segundo Silva (2019), após o tratamento de recozimento, a matriz do material foi homogeneizada e parte da austenita e perlita encontrada no estado bruto de fusão foi desestabilizada, evidenciando a presença de carbonetos secundários na matriz. Na Figura 46 pode ser observada a microestrutura do material após o tratamento térmico de recozimento.

Figura 46 - Microestrutura amostras recozidas



Fonte: Silva (2019).

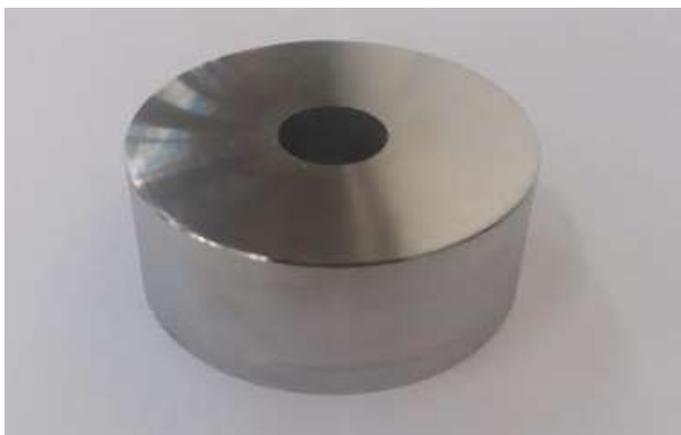
6.2 Metodologia

6.2.1 Preparação das amostras

Foram recebidas duas amostras no estado bruto de fusão e duas amostras recozidas, ambas com 96mm de diâmetro e espessura de 40mm. Para a realização dos procedimentos necessários para a execução deste trabalho, desejava-se corpos de prova com dimensões aproximadas de 50mm (comprimento), 25mm (largura),

13mm (espessura) para o encaixe adequado no abrasômetro roda de borracha. Pode ser observada na Figura 47 uma amostra antes de ser cortada nas dimensões pretendidas.

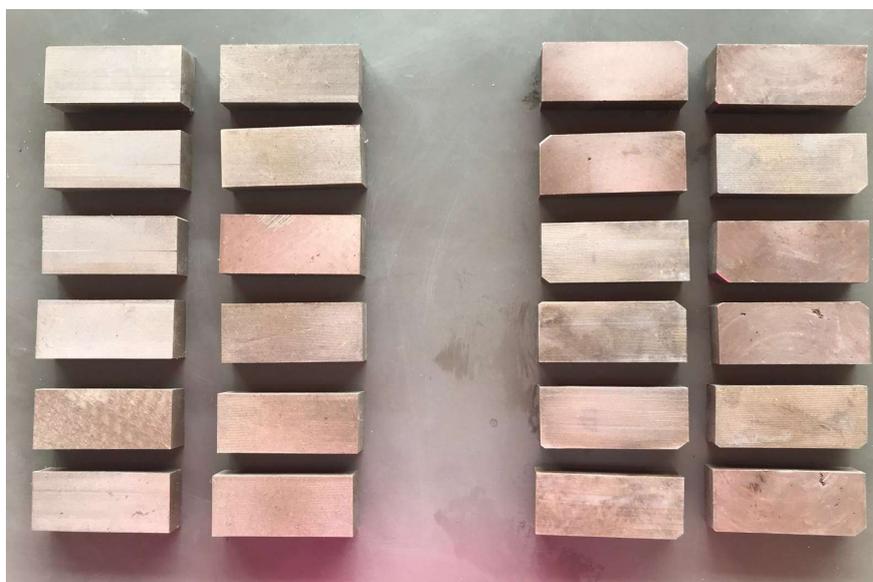
Figura 47 - Amostra antes da preparação



Fonte: Próprio autor (2021).

As amostras foram cortadas no laboratório de usinagem do SENAI/CETEF de Itaúna-MG por meio de eletroerosão a fio. Para cada amostra recebida, foram obtidas seis amostras com dimensões aproximadas de 58mm (comprimento) x 25mm (largura) x 13mm (espessura) , totalizando doze amostras sem tratamento térmico e doze amostras recozidas. As amostras no estado bruto de fusão e recozidas, após o corte por eletroerosão a fio, podem ser observadas na Figura 48.

Figura 48 - Amostras estado bruto de fusão e recozidas após corte



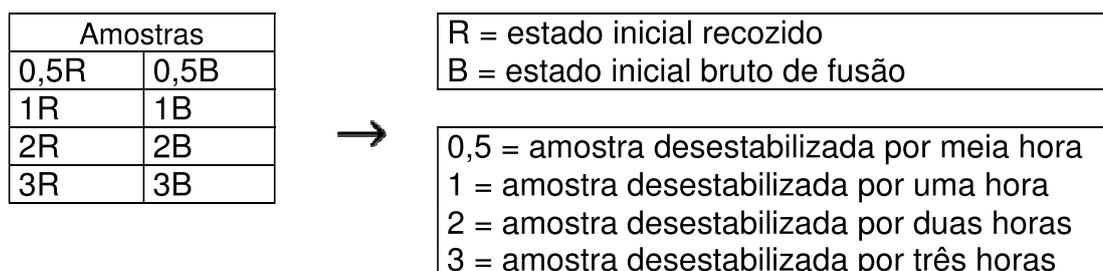
(1) Estado bruto de fusão

(2) Recozidas

Fonte: Próprio autor (2021).

Elas foram identificadas de acordo com o tempo de tratamento térmico ao qual seriam submetidas e o estado inicial que se encontravam, bruto de fusão ou recozidas. A Figura 49 exemplifica como foram feitas as identificações nas amostras.

Figura 49 - Identificação das amostras



Fonte: Próprio autor (2021).

6.2.2 Tratamento Térmico

As amostras com e sem recozimento foram submetidas ao tratamento térmico de desestabilização com manutenção da temperatura e tempos distintos. Elas foram colocadas ao forno em temperatura ambiente e aquecidas até 1050 °C, sendo retiradas com 0,5h, 1h, 2h e 3h. Esta variação de tempo de desestabilização foi escolhida visto que tempos maiores que 3 horas seriam excessivos para as amostras que já estavam recozidas, visto que já teriam carbonetos precipitados. As peças foram resfriadas ao ar forçado. Posteriormente, todas as amostras foram revenidas a 200°C por 2h, sendo resfriadas no forno. Os parâmetros de tratamentos térmicos utilizados para cada grupo de amostras estão evidenciados na Tabela 5.

Tabela 5 - Parâmetros utilizados nos tratamentos térmicos

Amostras sem tratamento térmico (brutas de fusão)	Amostras recozidas	Tempo de desestabilização (h)	Temperatura (°C)	Revenimento	
				Temperatura (°C)	Tempo (h)
0,5B	0,5R	0,5h	1050 °C	200°C	2h
1B	1R	1h			
2B	2R	2h			
3B	3R	3h			

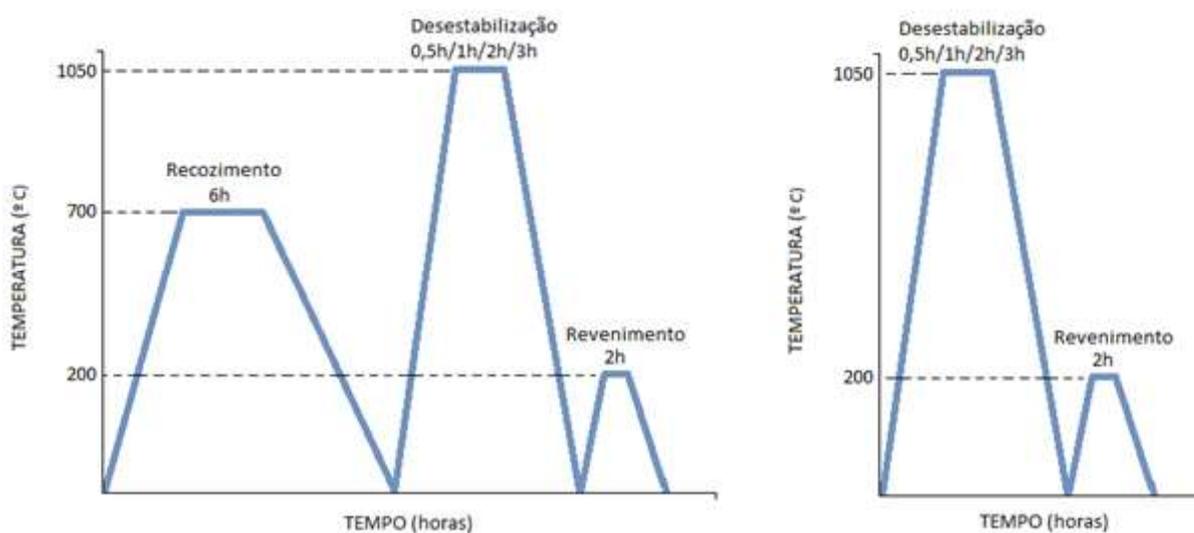
Fonte: Próprio autor (2021).

O tratamento térmico foi realizado no Laboratório de Tratamento Térmico do SENAI em Itaúna/MG em um forno modelo KR-170, da marca BRASIMET. Para o resfriamento ao ar forçado, utilizou-se um ventilador de 200W de potência. A temperatura foi verificada por meio de um termômetro digital MT-405 da marca Imimipa.

O tratamento térmico de desestabilização é um tratamento conjugado que visa a precipitação de carbonetos secundários devido à manutenção da amostra em altas temperaturas e a transformação da matriz austenítica em martensítica durante o resfriamento, atuando nesse estágio como o tratamento tradicional conhecido como têmpera. Após o tratamento de desestabilização, as amostras foram resfriadas ao ar forçado, e após o revenimento, foram resfriadas lentamente dentro do forno.

A Figura 50 exemplifica as rotas dos tratamentos térmicos realizados, com recozimento e sem recozimento, seguido por desestabilização realizada em quatro tempos distintos com manutenção da temperatura e o tratamento térmico de revenimento feito nas mesmas condições de tempo e temperatura para todas as amostras.

Figura 50 – Rota dos tratamentos térmicos realizados nas amostras



(a) amostras recozidas, desestabilizadas e revenidas

(b) amostras desestabilizadas e revenidas

Fonte: Próprio autor (2021).

Conforme ilustrado, as amostras foram recozidas a 700 °C por 2 horas (CARMO et. al, 1998), desestabilizadas a 1050 °C (ORTEGA-CUBILLOS; BERNARDINI; TORRES, 2006) com uma variação de tempo de 0,5h a 3h, resfriadas ao ar forçado e revenidas a 250 °C por duas horas para reduzir a fragilidade da matriz sem causar modificação significativa da microestrutura (ORTEGA-CUBILLOS; BERNARDINI; TORRES, 2006; PENAGOS, 2016).

Observa-se na Figura 51 as amostras já desestabilizadas e resfriadas, antes do início do revenimento.

Figura 51 - Amostras prontas para o tratamento térmico de revenimento



Fonte: Próprio autor (2021).

O intuito da realização dos tratamentos térmicos foi avaliar o comportamento do material desestabilizado a partir do estado bruto de fusão e a partir de um tratamento térmico prévio de recozimento, avaliando a influência tanto do recozimento quanto da desestabilização nas propriedades mecânicas de dureza e resistência ao desgaste abrasivo de um FFBAC. Desta forma, foi possível determinar o tempo de desestabilização para obter máxima dureza a 1050 °C. Após a realização dos tratamentos térmicos, as amostras foram lixadas para a retirada da carepa formada.

6.2.3 Análise microestrutural

A análise microestrutural foi realizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. O MEV foi realizado no centro de microscopia da UFMG em um microscópio eletrônico da marca JEOL JSM, modelo 6360LV, equipado com Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS).

A microscopia óptica foi realizada por meio do microscópio óptico do CEFET/MG da marca KONTROL e modelo IM713. As amostras foram lixadas manualmente de acordo com a ordem de granulometria, 80;120;220;320;400 e 600 mesh, polidas com pasta de diamante em suspensão de 6,3 e 1 μ m, respectivamente, e atacadas com reagente Vilella por 15 segundos.

6.2.4 Difratomia de Raios X

A difratometria de raios X foi realizada no laboratório do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET/MG para caracterizar as estruturas cristalinas das ligas. Foi utilizado um difratômetro de raios X da marca SHIMADZU, modelo XRD700. O ensaio foi realizado com uma tensão de 40kV e corrente de 30mA, com um intervalo de varredura de 30 a 110° (2θ), passo de 0,02° e tempo de contagem de 5s.

6.2.5 Quantificação da fração volumétrica de carbonetos

Para quantificar o volume de carbonetos, as superfícies das amostras foram atacadas com reagente Vilella e as imagens que evidenciam os carbonetos foram obtidas por microscopia eletrônica e óptica. Posteriormente, as microestruturas foram analisadas no software Fiji is Just Image J para quantificar os carbonetos, sendo feitas 10 imagens de cada amostra com ampliação de 900x.

6.2.6 Dureza e microdureza

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados nas amostras desestabilizadas com e sem recozimento, sendo realizado em onze regiões distintas de cada amostra com carga de 2kgf e tempo de 10s. Os ensaios de microdureza foram realizados separadamente na matriz e nos carbonetos e foram realizados por meio do equipamento da marca SHIMADZU localizado no Laboratório de Metalografia do CEFET-MG, conforme a norma ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008, com uma carga de 0,05kgf e tempo de 10s.

A dureza da liga no estado bruto de fusão e da liga previamente recozida foi obtida por Silva (2019) e foi utilizada como parâmetro de comparação após a execução do tratamento térmico de desestabilização e do ensaio de dureza nas amostras desestabilizadas. Segundo Silva (2019), a liga no estado bruto de fusão apresentou uma dureza de 603HV, sendo reduzida a 446HV após o recozimento. O recozimento promove uma redução na dureza da liga e propicia a precipitação de carbonetos secundários.

6.2.7 Ensaios de desgaste

Na realização dos ensaios de desgaste abrasivo, foi utilizado o tribômetro do tipo roda de borracha localizado nas dependências do CEFET-MG. As amostras foram limpas por 15 minutos em banho ultrassônico com uso de equipamento da marca UltraCleaner 1400A e uso de líquido álcool etílico, secadas e pesadas em uma balança analítica (Figura 52).

Figura 52 - Amostras sendo pesadas em balança analítica



Fonte: Próprio autor (2021).

Durante o ensaio, foi utilizada uma carga constante de 130N, uma rotação constante de 215rpm por 30 minutos, vazão de areia de 300g/min e 50 mesh de granulometria. Verifica-se na Tabela 6 os parâmetros utilizados que foram definidos conforme a norma ASTM G65-16.

Tabela 6 - Parâmetros utilizados no ensaio roda de borracha

Carga (N)	Duração (min)	Granulometria (mesh)	Vazão de areia (g/min)	Velocidade do disco (rpm)
130	30	50	300	215

Fonte: Próprio autor (2021).

As amostras foram pressionadas contra a roda de borracha, que foi retificada após um ciclo de ensaios por condição de tempo de tratamento térmico. Para cada condição de tempo de tratamento térmico e de estado inicial da amostra, foram realizados 4 ensaios, totalizando 32 ensaios de desgaste. Pode ser observado na Figura 53 o tribômetro do tipo roda de borracha utilizado.

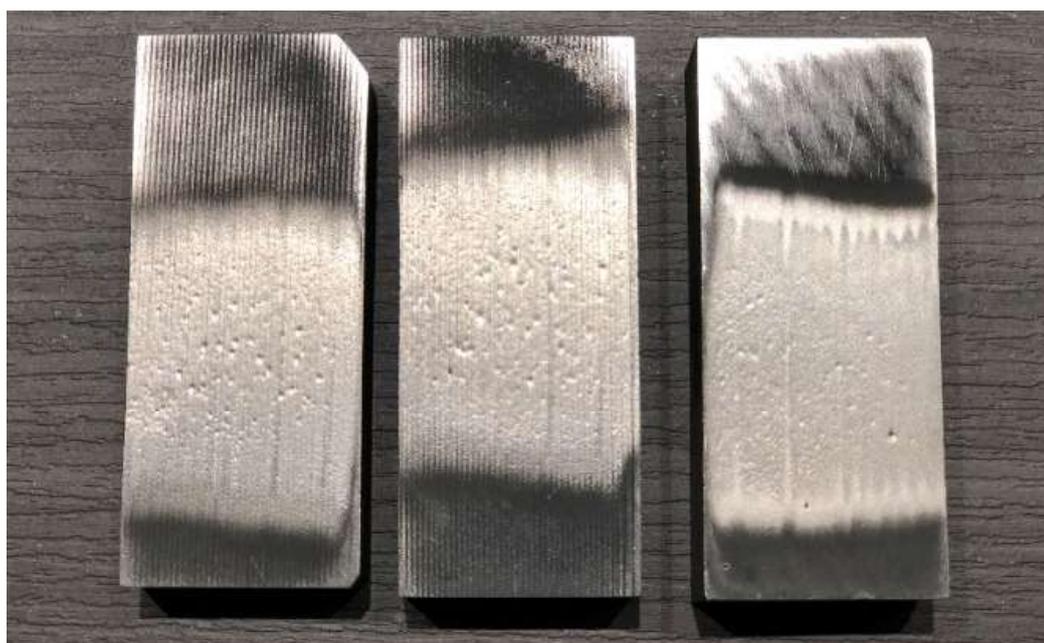
Figura 53 - Equipamento utilizado no ensaio roda de borracha



Fonte: Próprio autor (2021).

Após a realização do ensaio, as amostras foram novamente limpas com álcool etílico em ultrassom e pesadas a fim de obter a perda de massa após a condição de desgaste abrasivo simulada. Uma amostra desgastada após o ensaio pode ser observada na Figura 54.

Figura 54 - Amostras desgastadas após ensaio roda de borracha



Fonte: Próprio autor (2021).

As taxas de desgaste foram calculadas segundo a norma ASTM G-65, conforme a equação 3:

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

O volume perdido foi calculado a partir da densidade do material, que foi obtida por meio do método de Arquimedes, conforme equação 4:

$$ds = \frac{ms}{ms - ml} \times d \text{ H}_2\text{O} \quad (4)$$

Onde:

ds = densidade do sólido;
 ms = massa do sólido;
 ml = massa aparente do sólido;
 d H₂O = densidade da água.

6.2.8 Análise estatística

O teste t pode ser usado sempre que se deseja comparar as médias de duas populações, tornando ineficiente quando as médias resultam de amostras obtidas em mais de duas populações. Neste caso, é necessário a utilização de novas técnicas, como o método de análise de variância conhecido como ANOVA (DEVORE, 2010).

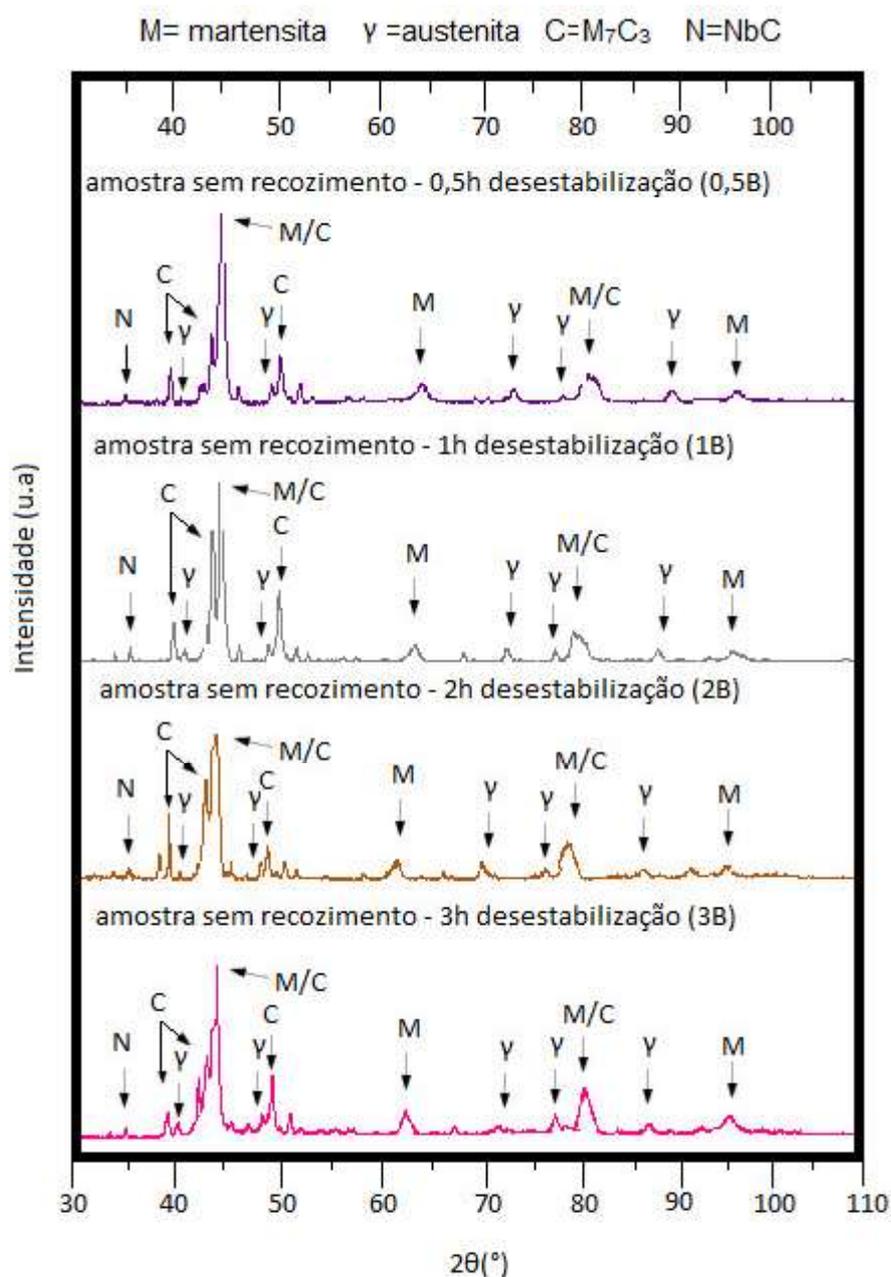
Segundo Devore (2010), para utilização do teste t, rejeita-se a hipótese nula H₀ de que as médias são iguais (H₀: μ₁ = μ₂) para p < α sendo α = 0,05, ou seja, para p < 0,05, aceita-se a hipótese de que existe diferença estatisticamente significativa entre as médias analisadas. Para a análise de variância ANOVA – Fator único, rejeita-se a hipótese nula H₀ para p < α sendo α = 0,05 e F > F_{crítico}, indicando que existe diferença estatisticamente significativa em pelo menos um par de médias analisadas.

7 RESULTADOS E DISCUSSÕES

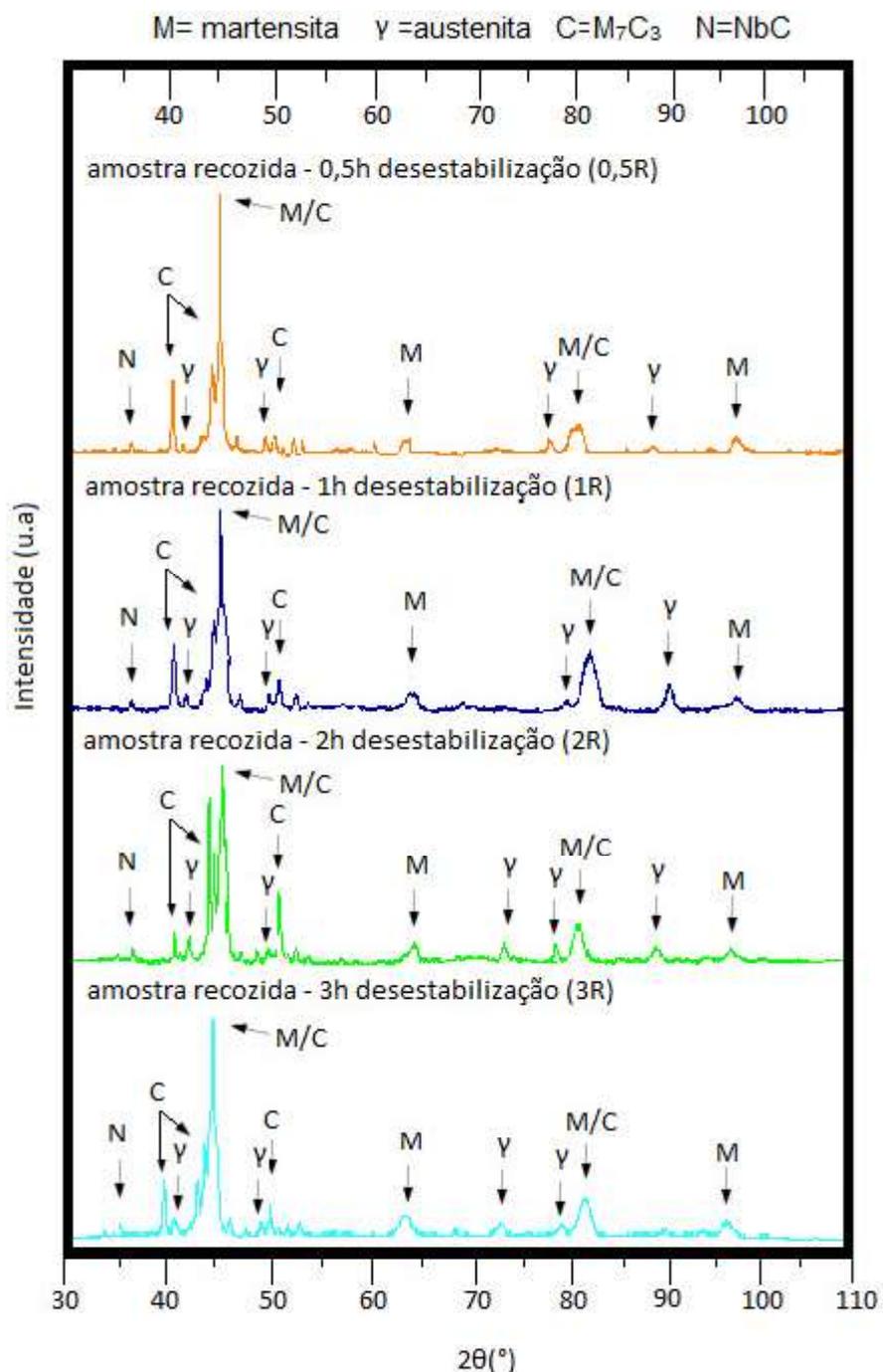
7.1 Difração de raios X

Na Figura 55 são apresentados os resultados de difração de raios X. A análise destaca a presença dos seguintes microconstituintes: austenita retida (γ), carbonetos de cromo M_7C_3 (C), carbonetos de nióbio (N) e martensita (M).

Figura 55 - Difratometria de raios X



(a) amostras sem recozimento e desestabilizadas



(b) amostras recozidas e desestabilizadas

Fonte: Próprio autor (2021).

Os carbonetos M_7C_3 foram identificados em todas as amostras pelos picos 38° , $42,8^\circ$, $44,5^\circ$, 51° e $82,5^\circ$, semelhantes aos obtidos por Melo (2018), Pacheco (2018), Silva (2019), Faria (2019) e Ibrahim; El-Hadad; Mourad (2017). A intensidade dos picos dos carbonetos de cromo nas posições 38° e $44,5^\circ$ apresentaram valores máximos para a amostra na condição recozida e desestabilizada por 0,5h.

Nas amostras sem recozimento, a intensidade do pico $44,5^\circ$ sofreu pequenas variações com o aumento do tempo de desestabilização e no pico 38° a maior intensidade apresentada foi para a amostra 2B. Já nas amostras recozidas, a amostra 0,5R apresentou valores máximos e as demais amostras sofreram uma redução nos picos com o aumento do tempo de desestabilização, sendo que o pico 38° da amostra 2R apresentou o menor valor comparado às demais amostras recozidas.

A presença dos carbonetos do tipo M_3C e $M_{23}C_6$ que podem ser formados durante a desestabilização foi descartada baseada na ausência de picos indicados pela difratometria e pela morfologia observada e comparada com os estudos de Powell e Laird (1992) que será discutida no tópico “microestrutura”.

Para a identificação dos picos de martensita, foi utilizada a ficha α -Fe, visto que os picos destas fases são coincidentes. Todas as amostras analisadas indicara picos de martensita em torno de $44,5^\circ$ e $82,5^\circ$ podendo estes indicar a presença de martensita ou carbonetos M_7C_3 (HIGUERA-COBOS; DUMITRU; MESA-GRAJALES, 2016 e PACHECO, 2018). Além deste pico, também foram encontrados picos de martensita nas posições $64,7^\circ$, e $95,9^\circ$, não sendo possível detectar variações significativas na intensidade destes picos. Já no pico $44,5^\circ$, a maior intensidade observada é na amostra 0,5R, indicando que a condição de recozimento e desestabilização por 0,5h, propiciou a maior formação de martensita, facilitada também pelo maior volume de carbonetos secundários. Nas amostras sem recozimento, o pico $82,5^\circ$ apresenta maior intensidade na amostra 3B, enquanto nas amostras recozidas ocorre em 1R.

Os picos dos carbonetos de nióbio foram encontrados em todas as amostras na posição 35° , sendo também encontrado nesta posição por Ibrahim; El-Hadad; Mourad (2017), Melo (2018), Faria (2019) e Pacheco (2018).

Foram observados picos de austenita em todas as amostras nas posições 41° , 48° e 79° . Na posição 86° , a austenita aparece em todas as amostras, exceto na amostra 3R. Já na posição 74° , a austenita também aparece em todas as amostras, exceto nas amostras recozidas e desestabilizadas por 0,5h e 1h.

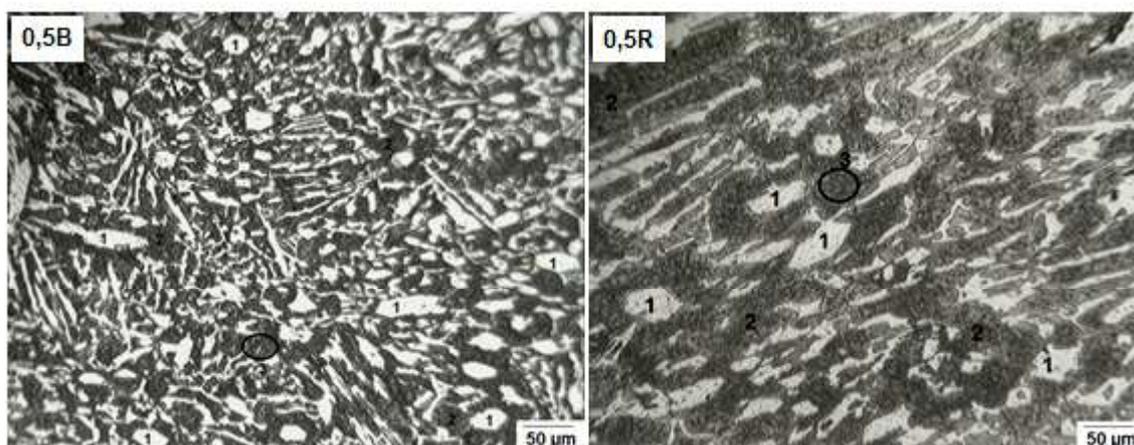
Pode-se concluir que as amostras são formadas por uma matriz predominantemente martensítica, com carbonetos do tipo M_7C_3 , podendo conter pequenas quantidades de austenita retida. Pode-se afirmar ainda que esta condição é característica de todas as amostras, variando apenas a intensidade de cada constituinte, e que o tratamento térmico de desestabilização foi eficaz na transformação da austenita em martensita.

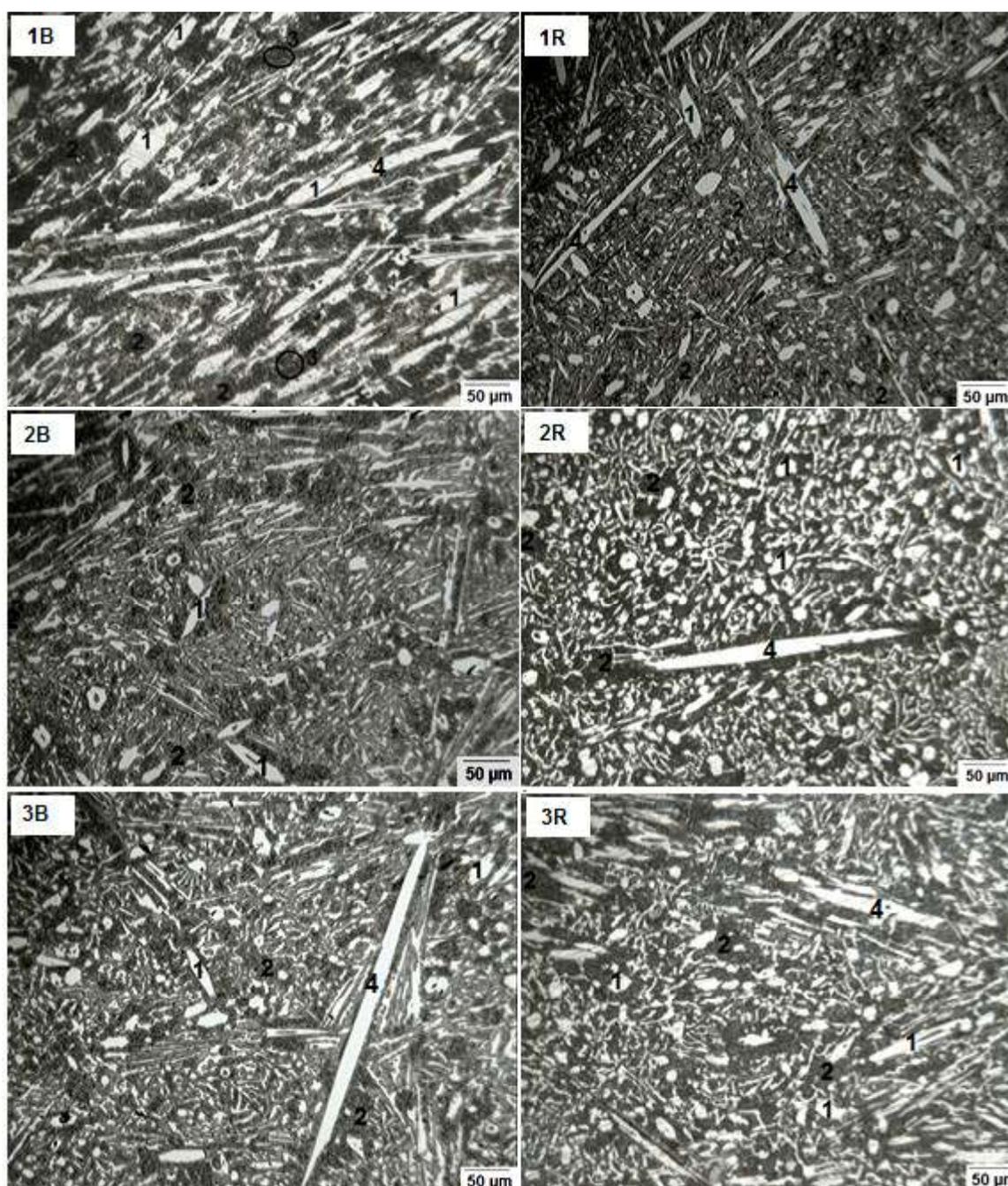
7.2 Análise Microestrutural

7.2.1 Microscopia Óptica

As microestruturas obtidas a partir da microscopia óptica nas amostras sem e com recozimento, atacadas com reagente Vilela, podem ser vistas na Figura 56. As indicações 1,2,3 e 4 representam, respectivamente, os carbonetos eutéticos, a matriz martensítica, os carbonetos secundários e os carbonetos primários.

Figura 56 - Microscopia óptica amostras sem e com recozimento





Fonte: Próprio autor (2021).

As amostras brutas de fusão apresentavam uma matriz predominantemente austenítica com colônias de perlita e as amostras recozidas apresentavam uma matriz também austenítica, porém com parte da austenita desestabilizada e presença de colônias de perlita.

Após a realização do tratamento térmico de desestabilização, as microestruturas apresentadas na Figura 56 demonstram uma liga com carbonetos primários, eutéticos e secundários imersos em uma matriz predominantemente martensítica,

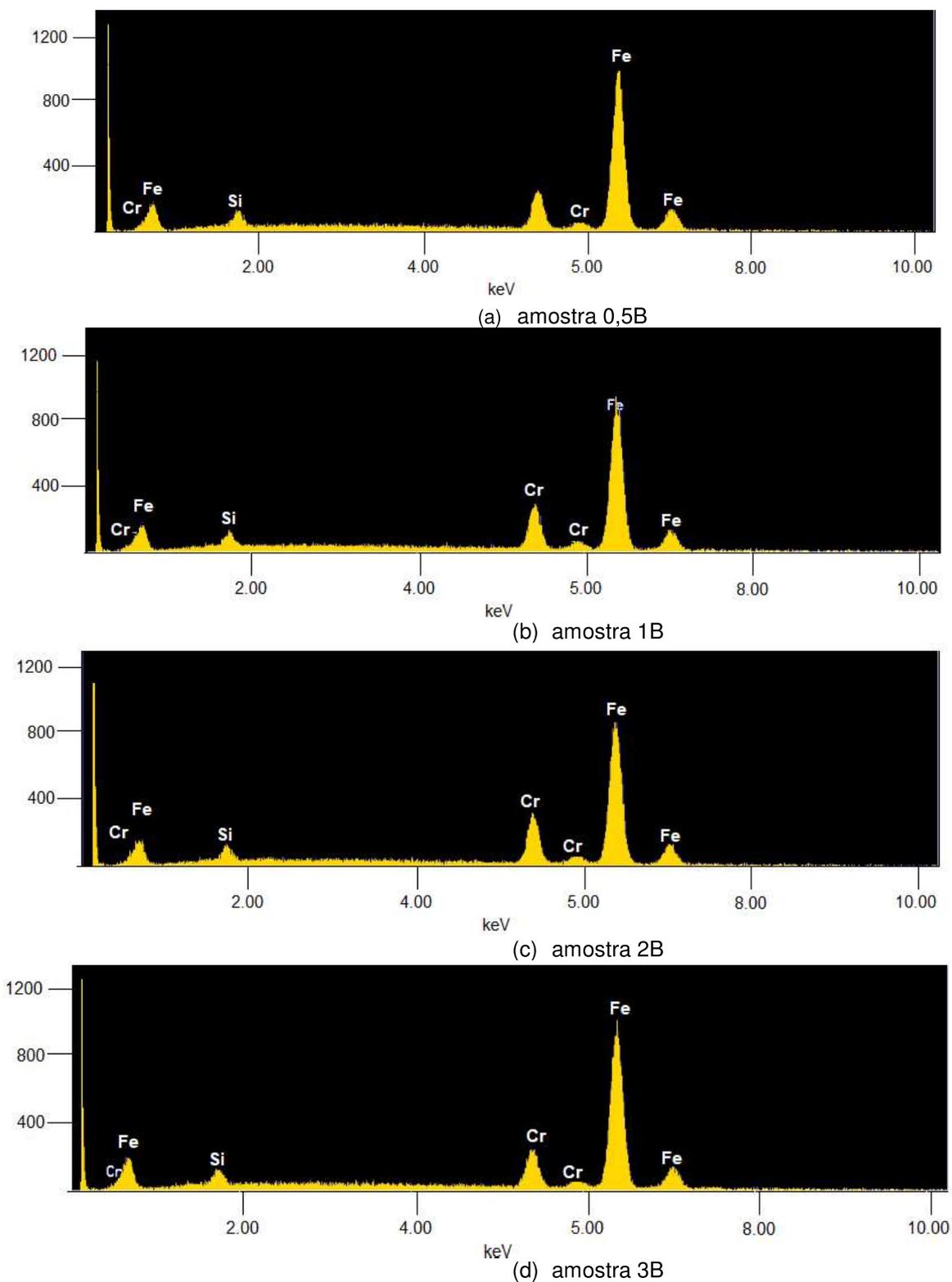
corroborando os estudos de Tabrett et. al (1996). Isso significa que ocorreu a desestabilização da austenita e a precipitação de carbonetos secundários, originando uma matriz martensítica de maior dureza.

Os carbonetos primários e eutéticos não sofreram alterações com o tratamento térmico de recozimento nem com a variação de tempo de desestabilização, o que era esperado de acordo com os estudos de Tabrett et. al (1996). Em todas as amostras os carbonetos primários apresentaram-se em formas de placas compridas e hexagonais, sugerindo uma liga hipereutética. É possível observar a presença dos carbonetos secundários imersos na matriz, no entanto, suas características não são visualizadas devido ao tamanho dos carbonetos, sendo discutidas na análise por microscopia eletrônica de varredura. A presença dos carbonetos secundários que se formam durante a desestabilização reduzem o cromo e o carbono da matriz, aumentando a temperabilidade da mesma, o que propicia a formação da martensita durante o resfriamento (Tabrett et al., 1996; Abdel-Aziz et al., 2017). Os carbonetos de nióbio também não foram visualizados nas microestruturas obtidas por microscopia óptica, portanto, serão discutidos por meio da microscopia eletrônica de varredura.

7.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada nas amostras com e sem recozimento, todas desestabilizadas por tempos distintos de 0,5h a 3h. O mapeamento por Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS) permitiu a caracterização química dos constituintes presentes nas amostras. Pode-se observar na Figura 57 os espectros das matrizes das amostras em estado inicial bruto de fusão e desestabilizadas, sendo encontrados predominantemente os elementos ferro e cromo, seguidos de pequenos picos de silício, sendo o ferro o elemento em maior quantidade, registrando o pico de maior intensidade em todas as amostras. A concentração dos elementos químicos manteve constante com a variação do tempo de tratamento térmico de desestabilização.

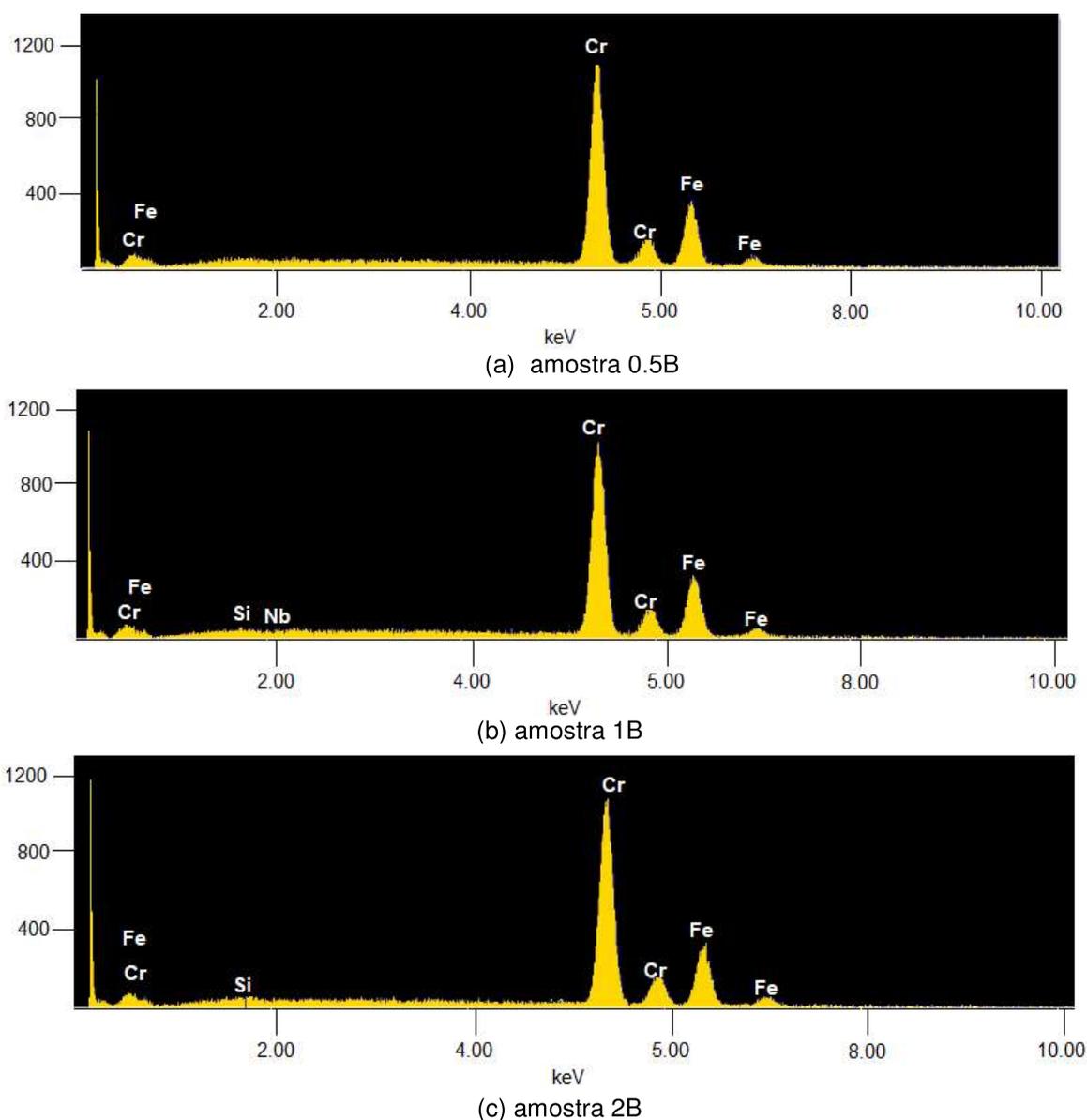
Figura 57 - Espectros EDS matriz das amostras sem recozimento e desestabilizadas

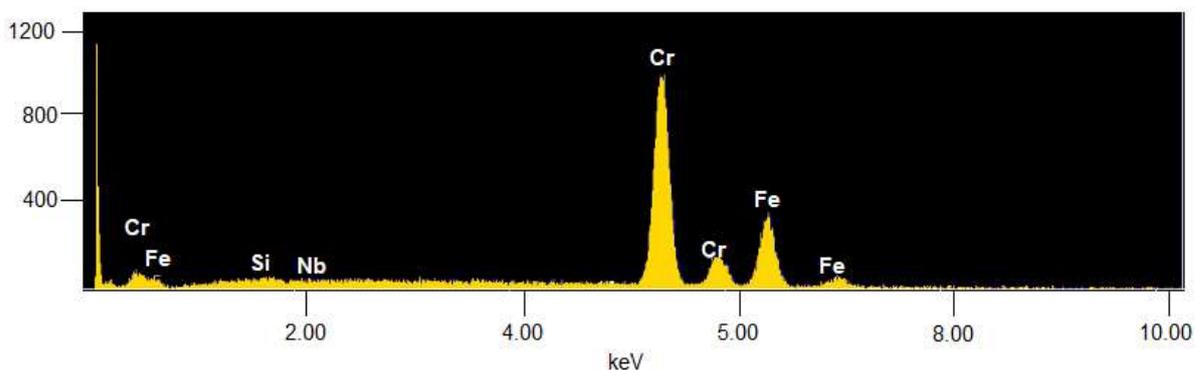


Fonte: Próprio autor (2021).

Nos carbonetos eutéticos e primários, o elemento em destaque é o cromo, apresentando picos de maior intensidade em todas as amostras, seguido do ferro, evidenciando que os mesmos, em sua maioria, são carbonetos de cromo/ferro. A composição química dos carbonetos eutéticos e primários manteve constante com a variação do tempo de tratamento térmico de desestabilização, todas as amostras apresentaram picos semelhantes, como pode ser observado na Figura 58. Algumas amostras apresentaram pequenos picos de nióbio e silício. Não foi possível visualizar os picos de carbono, pois devido ao seu baixo número atômico, a detecção do elemento é dificultada.

Figura 58 - Espectros EDS carbonetos eutéticos primários das amostras sem recozimento e desestabilizadas





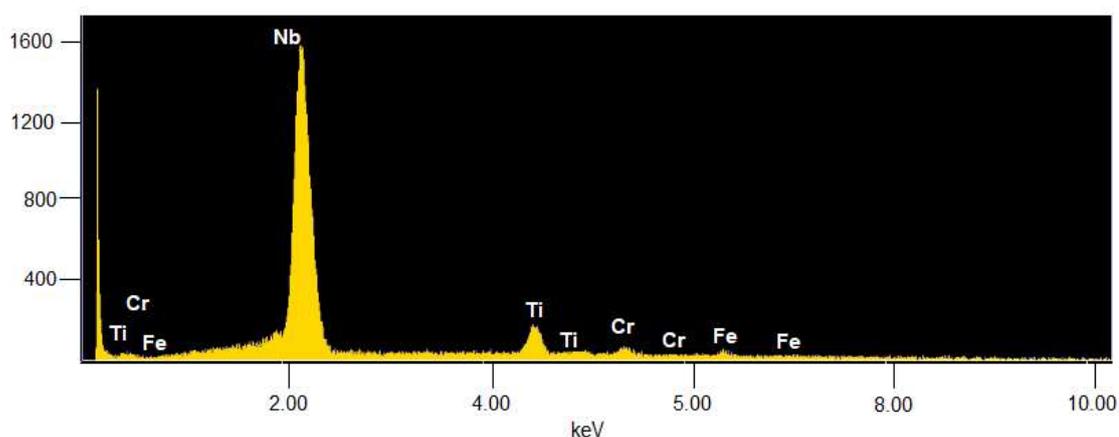
(d) amostra 3B

Fonte: Próprio autor (2021).

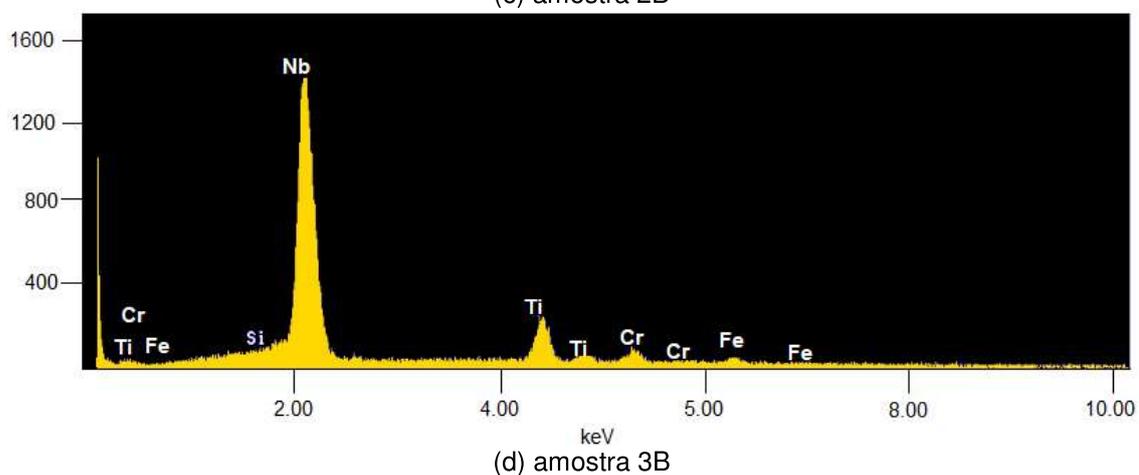
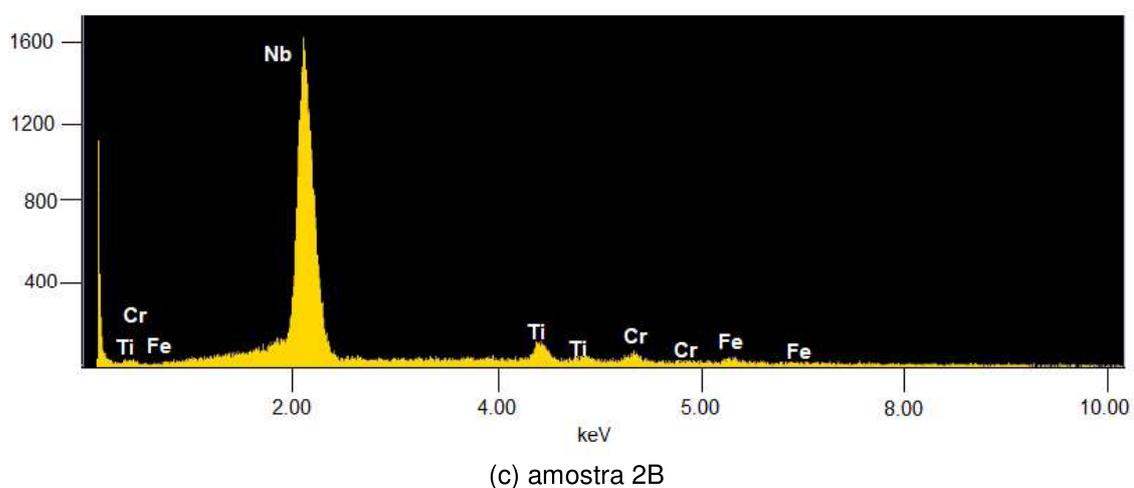
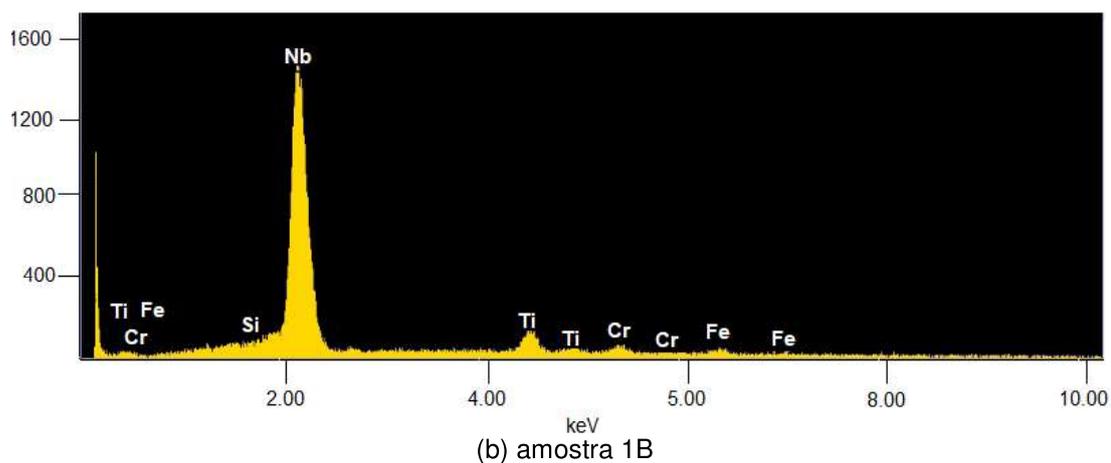
O nióbio não foi detectado nos espectros da matriz e apareceu em concentrações muito baixas nos espectros dos carbonetos eutéticos e primários, devido à sua baixa concentração na liga e pelo fato de se combinar preferencialmente com o carbono e formar carbonetos de nióbio, conforme estudos propostos por Silva (1999).

Pode-se observar na Figura 59 os espectros dos carbonetos de nióbio das amostras no estado inicial bruto de fusão e desestabilizadas. Verifica-se que o nióbio possui picos elevados em todas as amostras e que os carbonetos de nióbio apresentaram também cromo, titânio, ferro e silício em pequenas concentrações. Além disso, a composição dos carbonetos NbC, assim como a da matriz e dos carbonetos eutéticos e primários, não variou conforme a variação de tempo de tratamento térmico de desestabilização.

Figura 59 - Espectros EDS carbonetos de nióbio amostras sem recozimento e desestabilizadas



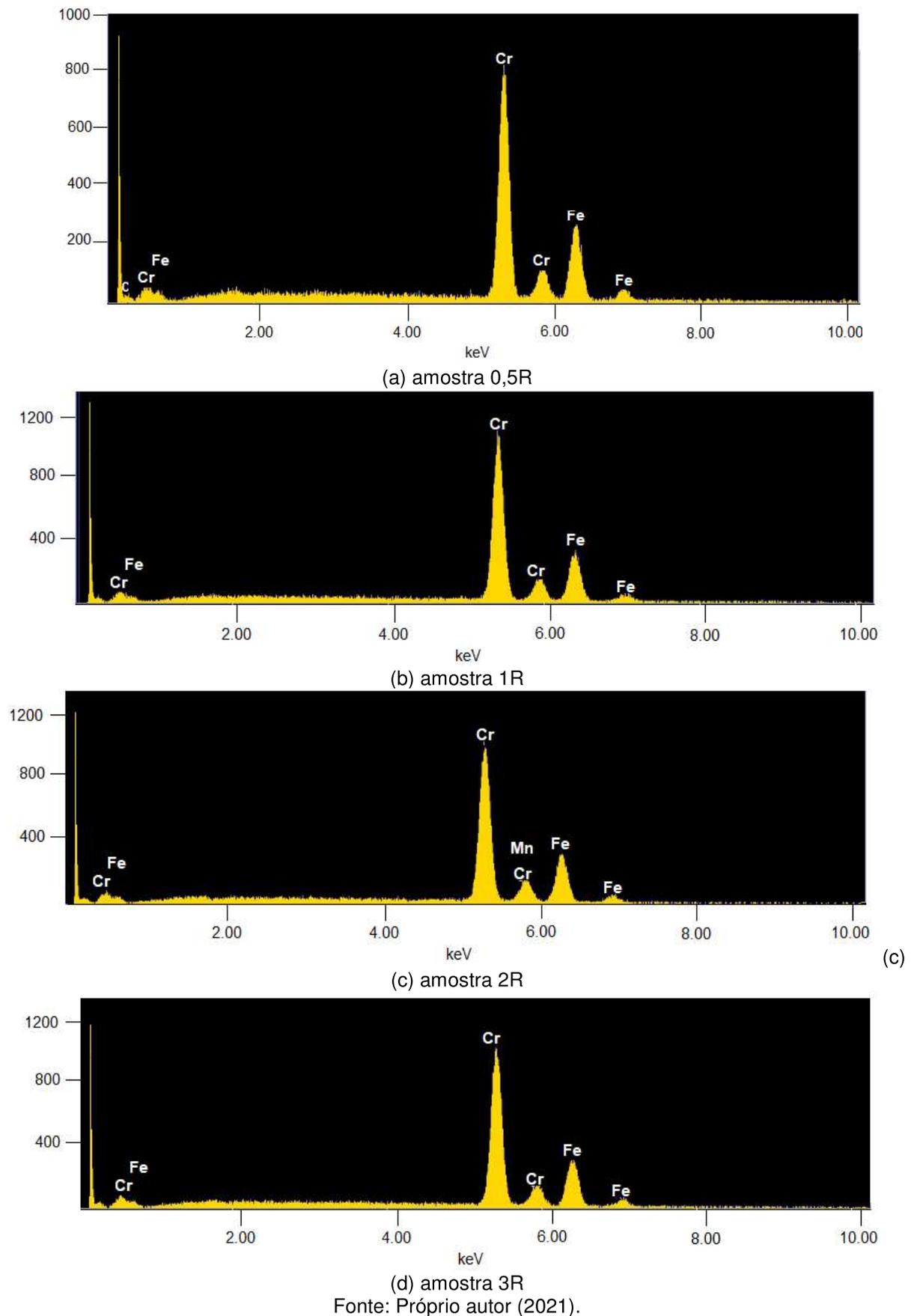
(a) amostra 0,5B



Fonte: Próprio autor (2021).

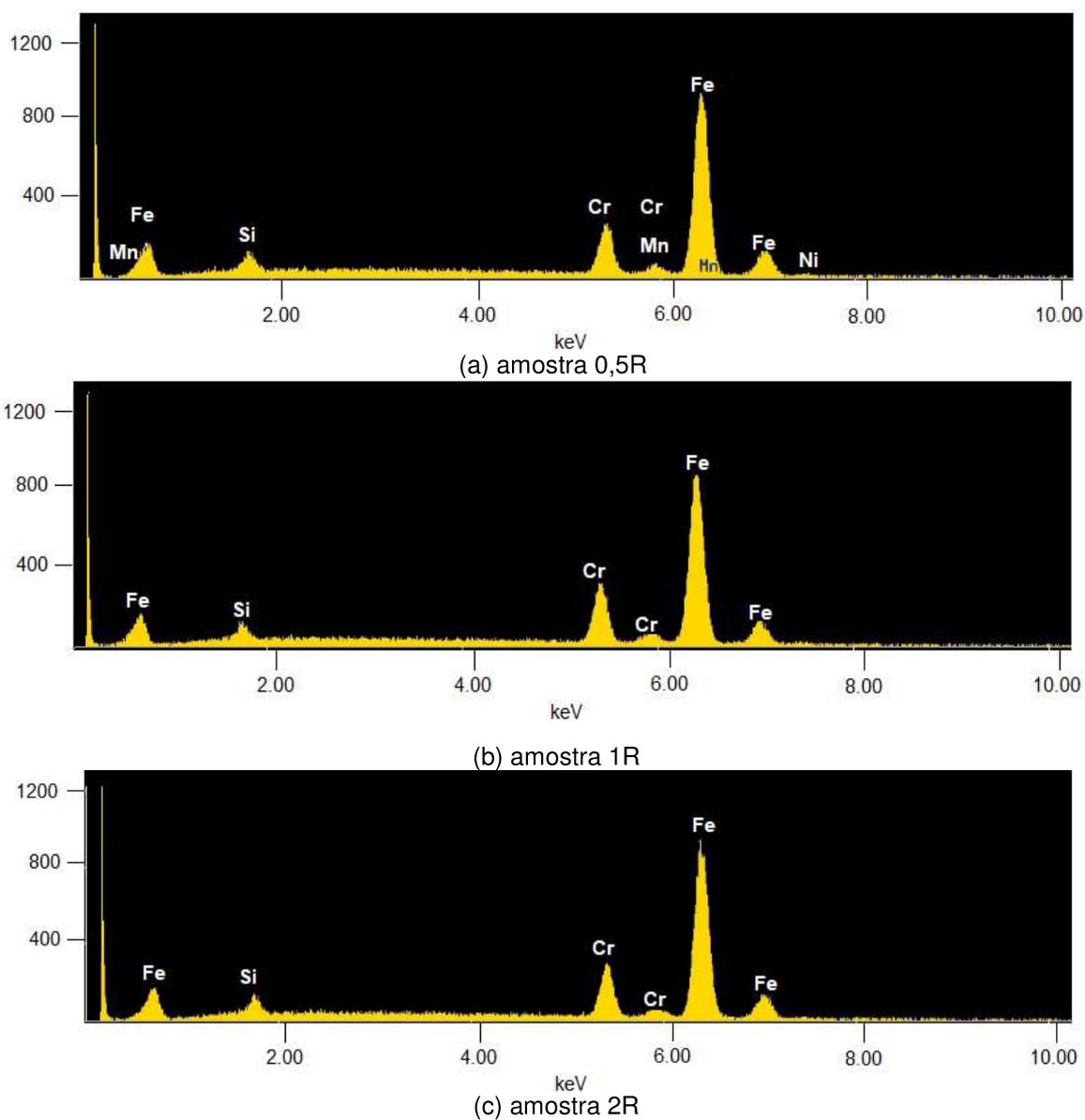
Nas amostras recozidas e desestabilizadas, a composição química foi semelhante às amostras sem recozimento e também não sofreu alteração com a variação do tempo de tratamento térmico de desestabilização. Nos carbonetos eutéticos e primários, o cromo foi o elemento em destaque, com picos de maior intensidade, seguido do ferro. Devido à dificuldade de detecção, o carbono surgiu apenas no espectro da amostra 0,5R em um pico sutil, como pode ser observado na Figura 60.

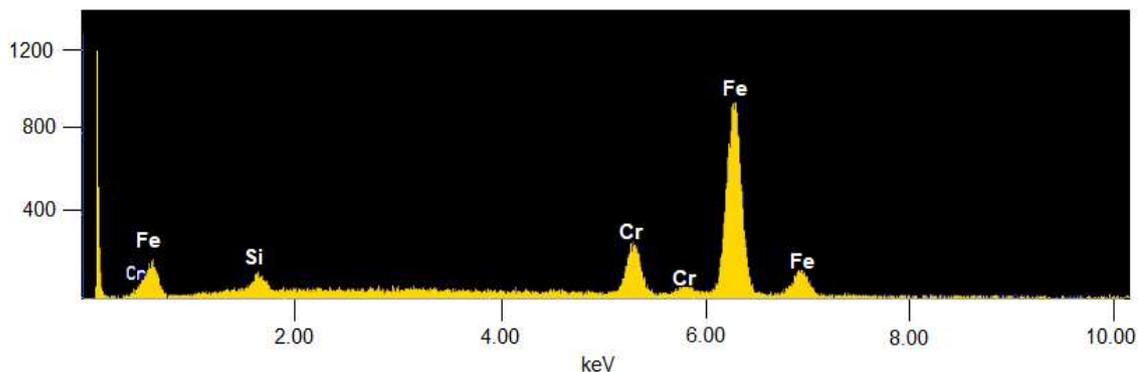
Figura 60 - Espectros EDS carbonetos eutéticos e primários das amostras recozidas e desestabilizadas



A matriz das amostras que foram recozidas e desestabilizadas apresentou composição química qualitativa semelhante às amostras sem recozimento e desestabilizadas, possuindo como elemento principal o ferro, com picos elevados em todas as amostras, seguido de picos menores de cromo e silício, como pode ser observado na Figura 61. O tempo de desestabilização não alterou a composição química da matriz.

Figura 61 - Espectros EDS matriz amostras recozidas e desestabilizadas



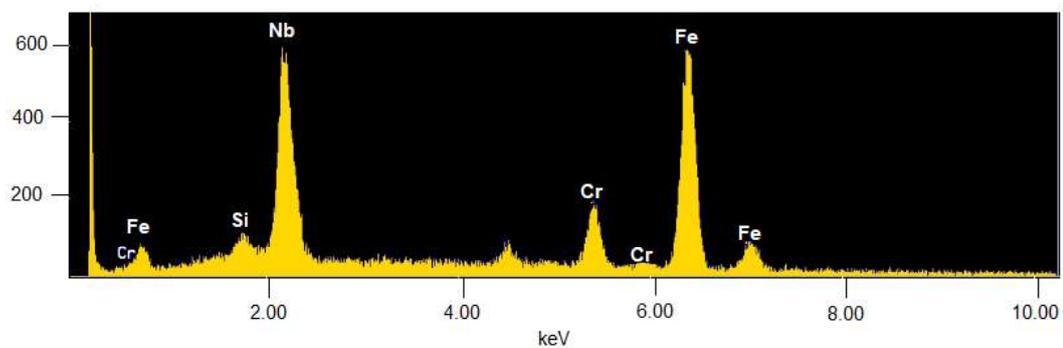


(d) amostra 3R

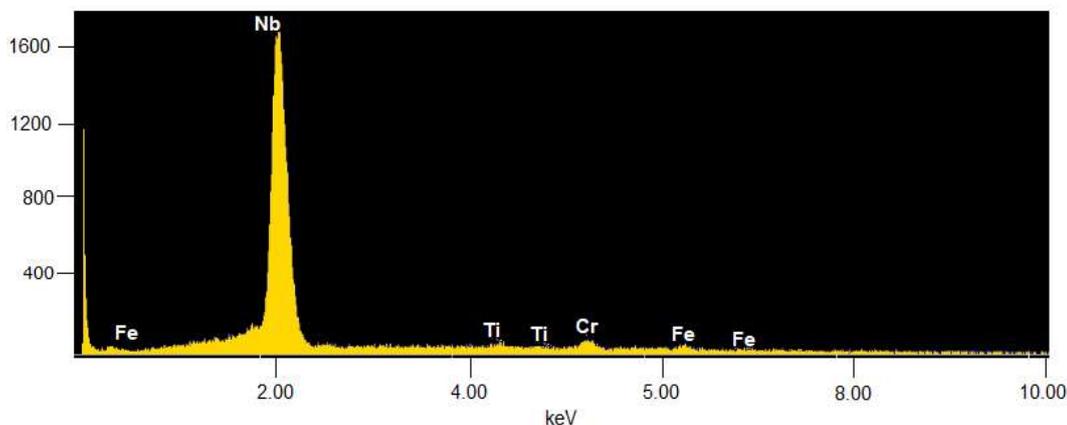
Fonte: Próprio autor (2021).

Os carbonetos de nióbio das amostras recozidas e desestabilizadas comportaram-se de forma semelhante aos das amostras sem recozimento e desestabilizadas. O nióbio foi o elemento com maior concentração, seguido de picos menores de cromo, ferro e titânio, como pode ser observado na Figura 62. É possível observar uma maior concentração de ferro na amostra 0,5R, no entanto, isto ocorreu pelo fato do EDS ter indicado parte da composição na matriz associada à do carboneto de nióbio.

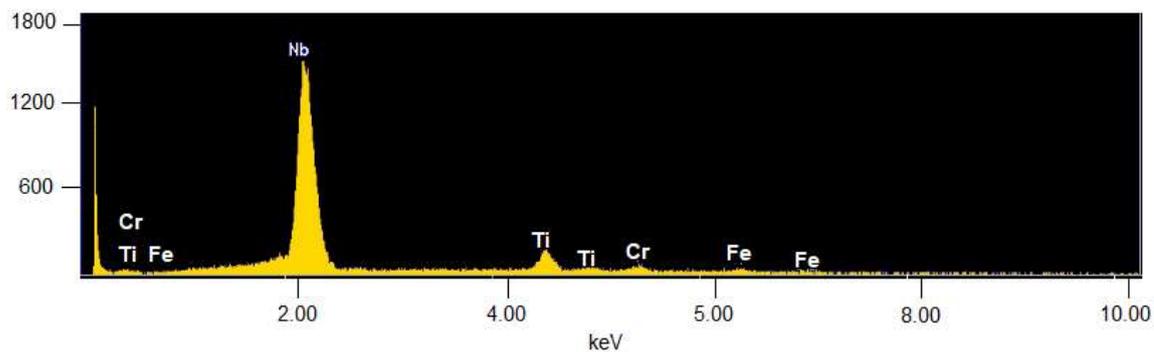
Figura 62 - Espectros EDS carbonetos de nióbio amostras recozidas



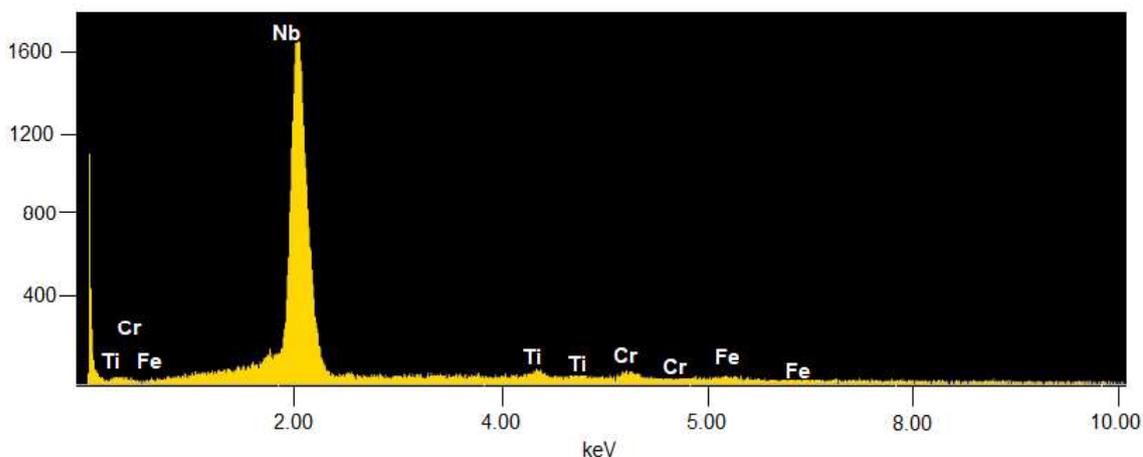
(a) amostra 0,5R



(b) amostra 1R



(c) amostra 2R



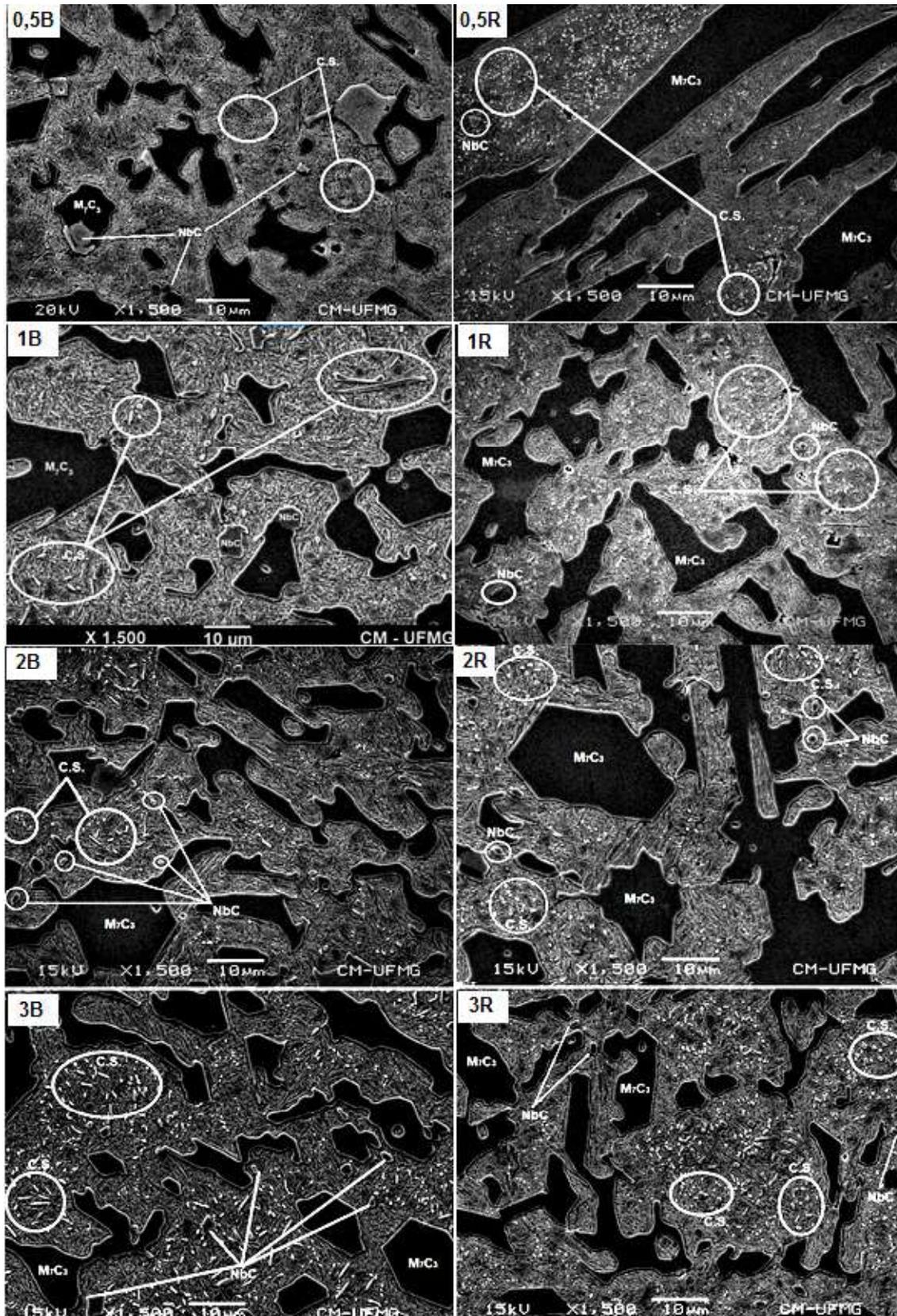
(d) amostra 3R

Fonte: Próprio autor (2021).

Segundo Silva (2019), no estado bruto de fusão, sem nenhum tratamento térmico, a liga estudada apresentou uma matriz predominantemente austenítica, com colônias de perlita, carbonetos de nióbio (NbC), carbonetos primários hexagonais e em placas (M_7C_3), bem como carbonetos eutéticos. Já as ligas submetidas ao recozimento, apresentaram uma matriz homogeneizada com parte da austenita e perlita desestabilizada.

As microestruturas das amostras sem e com recozimento prévio e desestabilizadas por tempos distintos podem ser vistas na Figura 63. É possível verificar nas microestruturas os carbonetos M_7C_3 , os carbonetos secundários (C.S.) e os carbonetos de nióbio (NbC).

Figura 63 - Microestruturas das ligas tratadas termicamente (MEV)



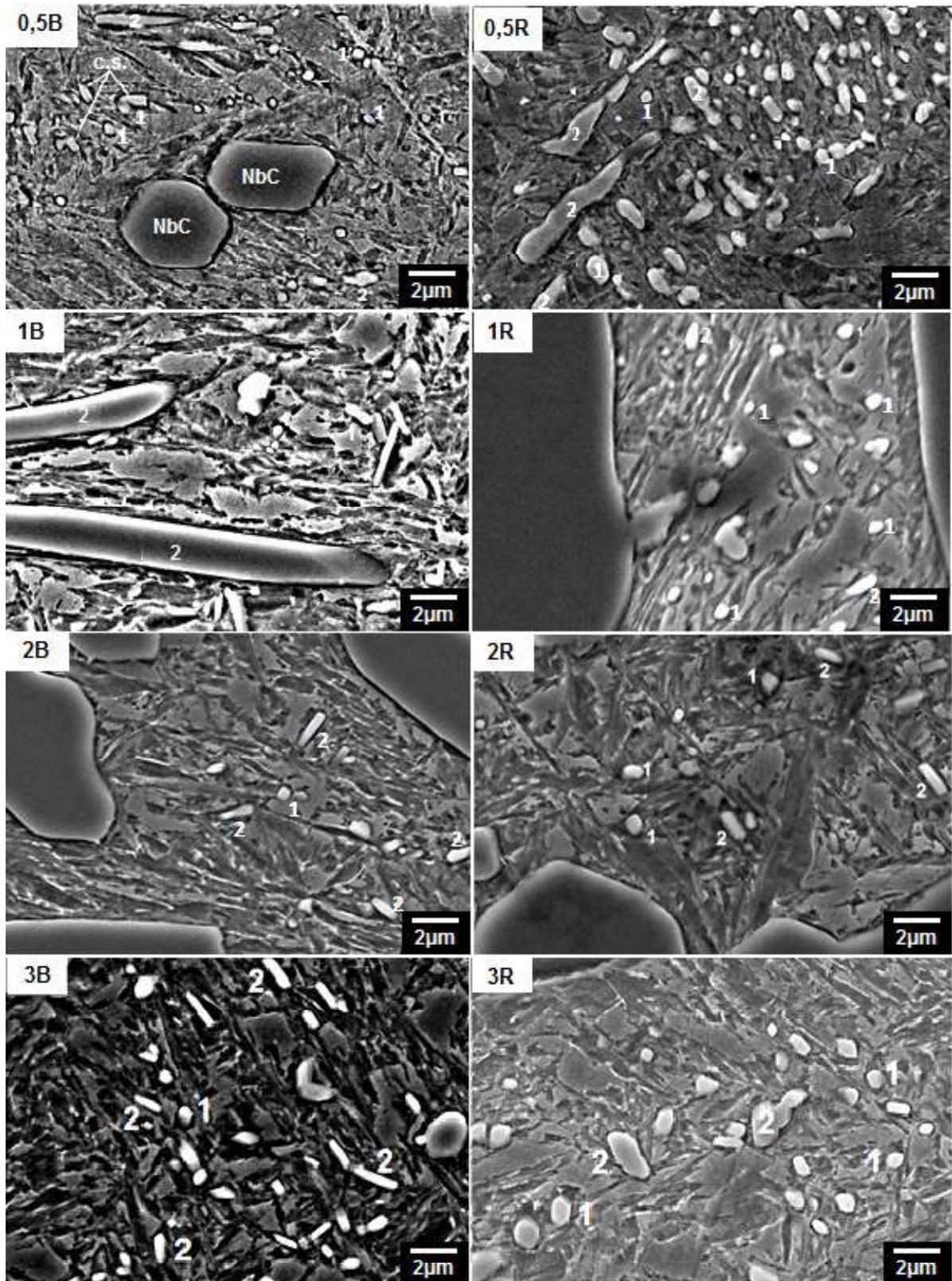
Fonte: Próprio autor (2021).

Após o tratamento térmico de desestabilização, as amostras apresentaram uma matriz predominantemente martensítica, com grandes carbonetos M_7C_3 hexagonais e em placas, sugerindo uma liga hipereutética, conforme os estudos de Santos (2009). Observa-se a presença dos carbonetos secundários na matriz, indicando que os tratamentos térmicos de recozimento e desestabilização foram eficazes, pois, a precipitação destes carbonetos reduz a quantidade de carbono na austenita, resultando em um aumento da temperatura de transformação da austenita em martensita, o que favorece a obtenção máxima de martensita (ORTEGA-CUBILLOS; BERNARDINI; TORRES, 2006).

A morfologia dos carbonetos M_7C_3 secundários sofreu alterações com a variação no tempo de tratamento térmico, sendo mais expressiva nas amostras recozidas e desestabilizadas por 0,5 hora (amostra 0,5R), onde os carbonetos apresentaram-se em tamanhos maiores, ocupando maior volume na matriz. Os carbonetos secundários apresentaram-se em todas as amostras, variando suas formas e disposição na matriz. Nas amostras sem recozimento 0,5B e 1B, eles apresentaram em colônias em pontos específicos na matriz, e à medida que aumentou o tempo de desestabilização, nas amostras 2B e 3B, os carbonetos surgiram mais dispersos na matriz. Já nas amostras previamente recozidas e desestabilizadas, os carbonetos apresentaram-se em maior volume e dispersos em toda a matriz. A amostra 0,5R demonstrou um grande aglomerado de carbonetos secundários comparada às demais amostras.

Conforme a Figura 64, os carbonetos secundários apresentaram-se nas formas de cubos e hastes, representados pelos números 1 e 2, respectivamente, sendo que as amostras sem recozimento apresentaram maiores quantidades de carbonetos em forma de hastes com o aumento do tempo de desestabilização e as amostras recozidas apresentaram maior quantidade de carbonetos em hastes independente do tempo de desestabilização. Ambas morfologias se assemelham às encontradas nos estudos de Powell e Laird (1992), sendo tratadas como morfologias “*rod-type*” e “*discrete rod-type*”.

Figura 64 - Morfologia dos carbonetos secundários

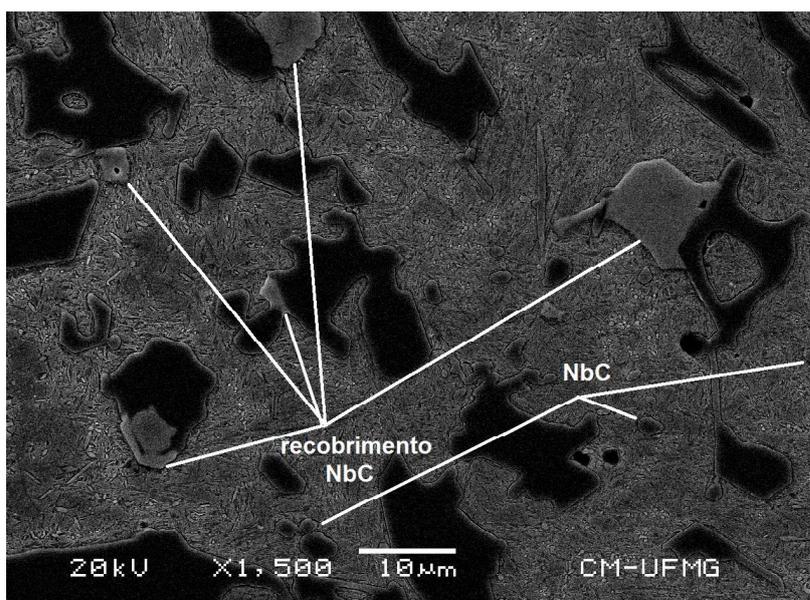


Fonte: Próprio autor (2021).

Os carbonetos de nióbio apresentam-se de forma compacta em todas as amostras, o que promove uma melhor fixação dos mesmos na matriz, conforme os estudos propostos por He-Xing et. al, (1993). Pelo fato de ser uma liga hipereutética, a adição do nióbio promove uma formação de carbonetos de cromo mais refinados e com uma morfologia aparente mais isotrópica (PENAGOS, 2016).

Além da formação dos carbonetos de nióbio compactos dispersos na matriz, os carbonetos NbC também exercem uma função de recobrir os carbonetos M_7C_3 , atuando como uma camada protetora de maior dureza, pode ser observado na Figura 65. Esta proteção auxilia o material em sistemas de desgaste, protegendo os carbonetos e conseqüentemente a matriz.

Figura 65 - Carbonetos de nióbio



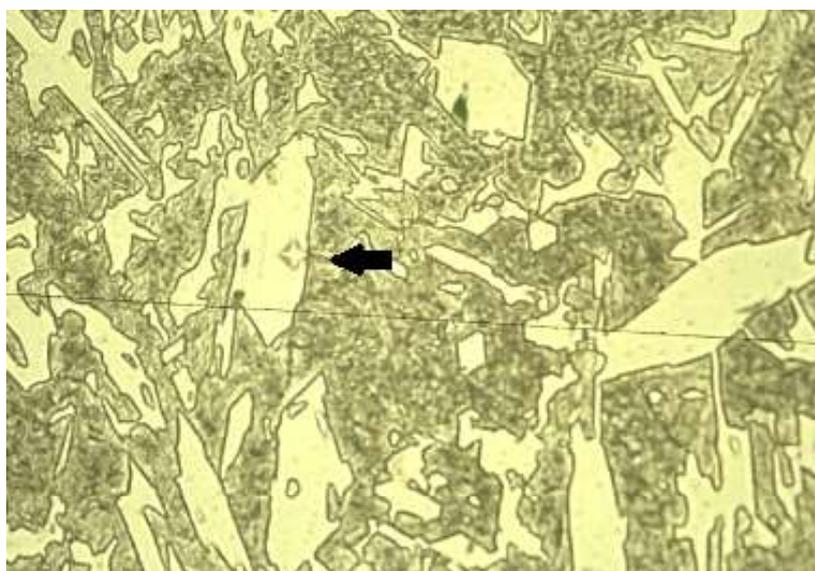
Fonte: Próprio autor (2021).

Melo (2018) observou que a adição do nióbio poderia alterar uma liga de hipereutética para eutética, pois a precipitação dos carbonetos de nióbio provoca um empobrecimento de carbono na liga, influenciando na solidificação do material. Como o material apresenta uma microestrutura hipereutética mesmo com adição de nióbio, a formação dos carbonetos NbC não alterou a microestrutura da liga durante a solidificação, permanecendo hipereutética.

7.2.3 Microdureza e dureza

Pode-se observar na Figura 66 exemplos de impressões de cargas utilizadas na medição da microdureza Vickers dos carbonetos e matrizes, respectivamente. As médias e os desvios das medições realizadas na matriz são apresentadas na Figura 67 e na Figura 68, as médias e os desvios das medições realizadas nos carbonetos. As medições de microdureza foram realizadas em amostras que sofreram tratamento térmico de desestabilização a partir de um estado inicial recozido ou brutas de fusão.

Figura 66 - Impressões de medições de microdureza



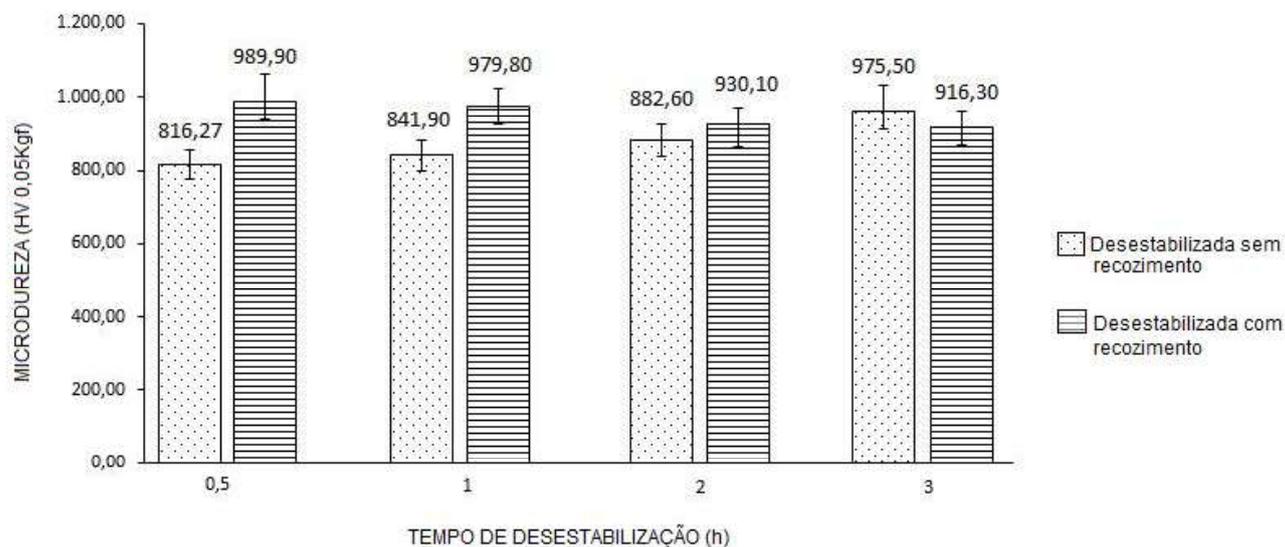
(a) carboneto



(b) matriz

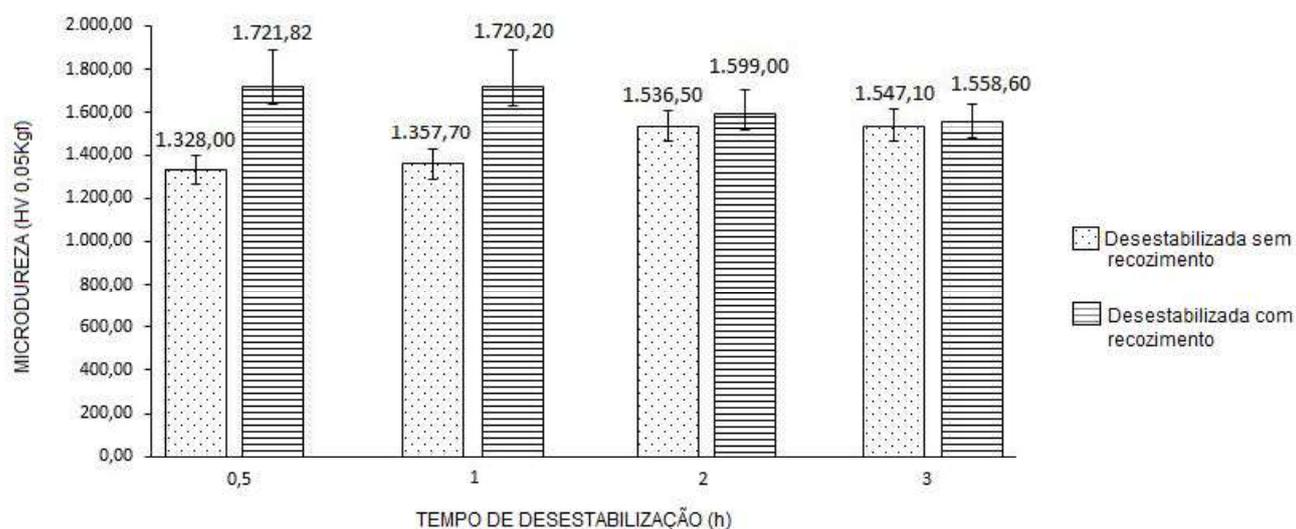
Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 67 - Microdureza da matriz das ligas sem e com recozimento após desestabilização



Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 68 - Microdureza dos carbonetos das ligas sem e com recozimento após desestabilização



Fonte: Próprio autor (2021).

As amostras previamente recozidas apresentaram uma maior microdureza tanto para matriz quanto para os carbonetos, sendo influenciada também pelo tempo de tratamento térmico de desestabilização.

Na matriz, a maior microdureza encontrada foi na amostra previamente recozida e desestabilizada por meia hora, ocorrendo uma pequena variação com o aumento do tempo de desestabilização. A microdureza da matriz das amostras previamente recozidas diminuiu com o aumento do tempo de desestabilização, apresentando a maior variação com redução de 8% de 0,5h para 3h de tratamento. O contrário ocorreu nas amostras sem recozimento. A microdureza aumentou com o aumento do tempo de desestabilização, apresentando maior variação de 19,5% de 0,5h para 3h de tratamento.

Comparando a microdureza da matriz das amostras, a maior microdureza apresentada na amostra sem recozimento e desestabilizada por 3h é próxima à maior microdureza apresentada na amostra recozida e desestabilizada por apenas 0,5h, com uma pequena variação de 1,5% menor.

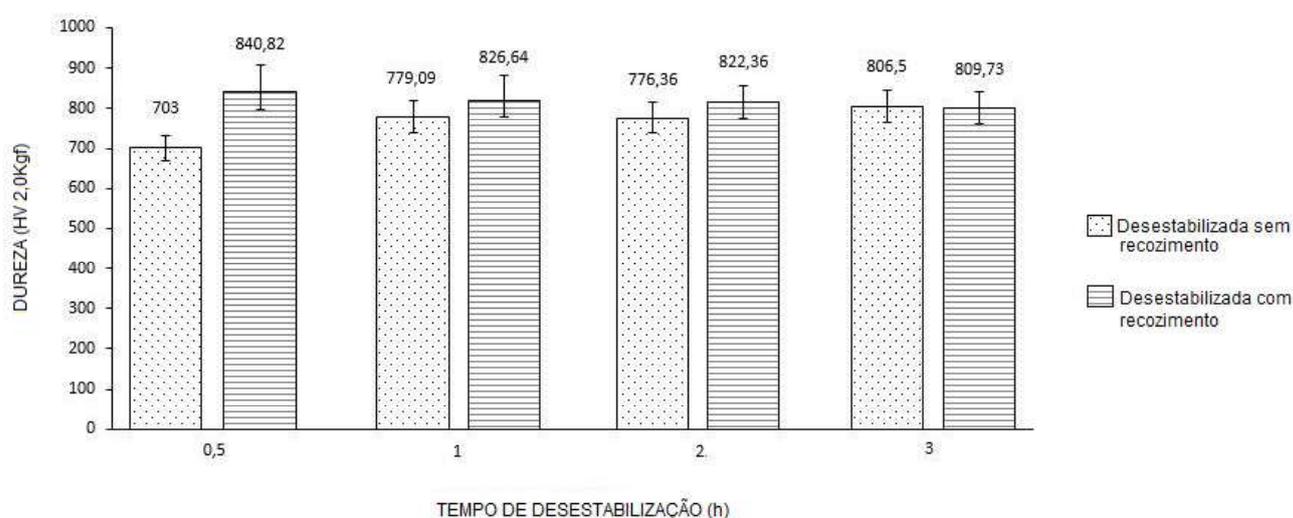
Nos carbonetos, a maior microdureza apresentou-se nas amostras recozidas e desestabilizadas por meia hora, sendo 11,3% maior que a microdureza das amostras brutas de fusão desestabilizadas por três horas. Nas amostras recozidas, a microdureza dos carbonetos apresentou valores próximos para 0,5h e 1h de desestabilização, reduzindo após este tempo, enquanto nas amostras brutas de fusão ocorreu um aumento da microdureza com o aumento do tempo de tratamento, aumentando em 16,5% de 0,5h para 3h de tratamento. Assim como na microdureza da matriz, a microdureza dos carbonetos das amostras previamente recozidas e desestabilizadas por 0,5h foi maior que das amostras brutas de fusão desestabilizadas por 3h.

Na Figura 69, pode-se observar a dureza do material, que apresentou pequenas variações em relação ao tempo de desestabilização e valores máximos para amostras previamente recozidas. A maior dureza foi na amostra previamente recozida e desestabilizada por meia hora. Assim como na microdureza, a dureza do material recozido e desestabilizado por meia hora foi maior que a do material bruto de fusão desestabilizado por três horas.

A microdureza e dureza do material comportaram conforme os estudos de Ortega-Cubillos; Bernardini e Torres (2006), que concluíram que a maior dureza e

consequente resistência ao desgaste da liga submetida à um recozimento prévio é justificada pela maior microdureza da matriz. Segundo Silva (2019), a dureza da liga no estado bruto de fusão foi 603HV (56HRC) e, após o recozimento, 446HV (44,9HRC). Após o tratamento térmico de desestabilização, a maior dureza apresentada nas amostras sem recozimento foi 806,5HV (aproximadamente 64HRC), na amostra desestabilizada por 3h, e nas amostras recozidas 840,82HV (aproximadamente 66HRC), na amostra desestabilizada por 0,5h. Ambas as durezas foram superiores às encontradas por Silva (2019) na amostra no estado bruto de fusão, confirmando que o tratamento térmico de desestabilização foi eficaz no aumento da dureza.

Figura 69 - Dureza das amostras sem e com recozimento após desestabilização



Fonte: Próprio autor (2021).

O teste estatístico ANOVA evidencia que há variações estatísticas na dureza e na microdureza da matriz e dos carbonetos. O intervalo de confiança adotado é de 95%. É possível verificar os resultados nas Tabelas 7 e 8.

Tabela 7 - Teste ANOVA: Microdureza Vickers após desestabilização e revenimento

α	p-valor	F	F crítico	Resultado
Carbonetos eutéticos				
0,05	0,0273	2,4280	2,1397	Diferentes
Matriz				
0,05	0,0252	2,4275	2,1395	Diferentes

Fonte: Próprio autor (2021).

Tabela 8 - Teste ANOVA: Dureza após desestabilização e revenimento

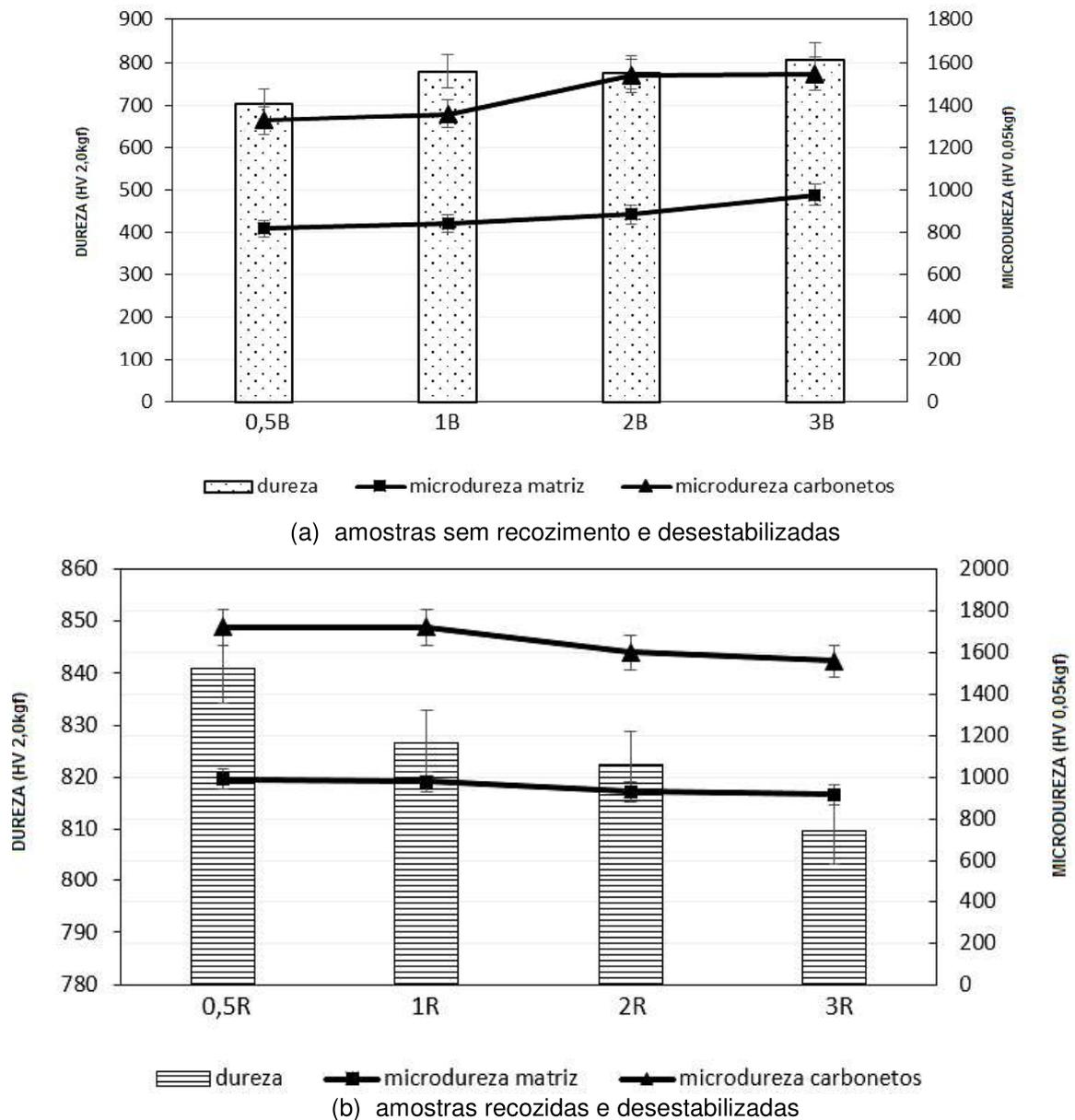
α	p-valor	F	F crítico	Resultado
Todas as amostras				
0,05	0,0000	7,0677	2,1263	Diferentes
Sem recozimento				
0,05	0,0148	3,9266	2,8285	Diferentes
Recozidas				
0,05	0,0093	4,2867	2,8387	Diferentes

Fonte: Próprio autor (2021).

O fato de haver diferença estatística entre as amostras recozidas e desestabilizadas e entre as sem recozimento e desestabilizadas evidencia que a variação do tempo de desestabilização interferiu na dureza do material, ainda que em variações pequenas.

A Figura 70 (a) e (b) mostra a relação da dureza com a microdureza da matriz e dos carbonetos nas amostras sem e com recozimento após desestabilização. Nas duas condições, a maior microdureza da matriz e dos carbonetos está diretamente relacionada à maior dureza do material. Nas amostras sem recozimento, os maiores valores de microdureza e dureza apresentados foram para as amostras desestabilizadas por 3h. Estes valores aumentaram à medida que o tempo de desestabilização aumentou. Já nas amostras recozidas, estes valores foram máximos nas amostras desestabilizadas por 0,5h, sofrendo uma redução com o aumento do tempo de tratamento térmico.

Figura 70 - Dureza x microdurezas matriz e carbonetos após desestabilização



Fonte: Próprio autor (2021).

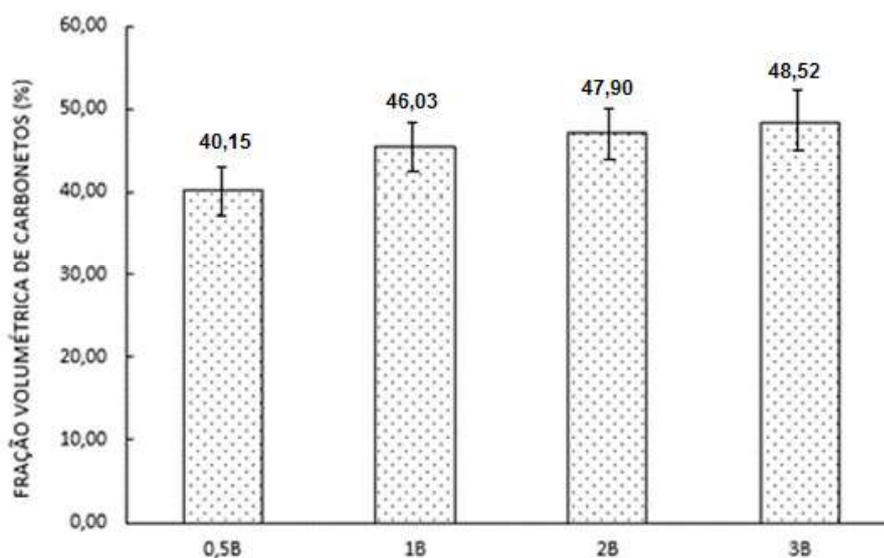
A dureza das amostras está diretamente relacionada à microdureza tanto da matriz quanto dos carbonetos. As amostras que tiveram maiores durezas apresentaram também as maiores microdurezas. O comportamento das amostras sem e com recozimento foram opostos, enquanto as amostras sem recozimento apresentaram valores máximos de dureza e microdureza para a amostra com 3h de desestabilização, as amostras recozidas apresentaram estes valores máximos com 0,5h de desestabilização. Isto representa um ganho importante, visto que com

apenas 0,5h de tratamento térmico de desestabilização, uma amostra previamente recozida apresenta dureza e microdureza mais elevada que uma amostra bruta de fusão desestabilizada por 3h.

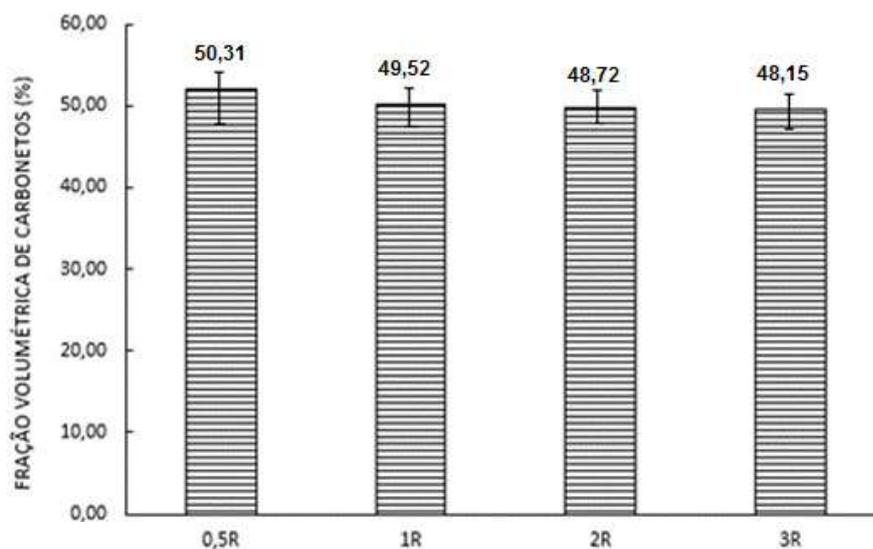
7.2.4 Fração volumétrica de carbonetos (FVC)

A FVC nas amostras sem recozimento e desestabilizadas aumentou com o aumento do tempo de tratamento térmico de desestabilização, enquanto nas amostras recozidas e desestabilizadas houve uma variação muito pequena. Analisando a FVC das amostras sem e com recozimento, houve um aumento da mesma em quase todas as amostras recozidas, representando 0,82% de aumento nas amostras desestabilizadas por 2h, 3,49% nas amostras desestabilizadas por 1h e 10,16% nas amostras desestabilizadas por 0,5h, sendo este o aumento mais expressivo, como pode ser observado na Figura 71. A única condição que a amostra sem recozimento e desestabilizada apresentou maior fração de carbonetos, comparada à amostra recozida e desestabilizada, foi para o tempo de 3h, representando 0,37% de aumento.

Figura 71 - FVC amostras sem e com recozimento após desestabilização



(a) amostras sem recozimento e desestabilizadas



(b) amostras com recozimento e desestabilizadas
 Fonte: Próprio autor (2021).

A fração volumétrica de carbonetos diverge dos estudos propostos por Maratray e Usseglio (1970), que encontraram uma FVC de aproximadamente 30% por meio da relação empírica que considera a composição química do material. Esta divergência é esperada pelo fato da liga estudada ser uma liga hipereutética, diferentemente da liga dos autores, que possuía morfologia eutética. Além disso, o tratamento térmico de recozimento propicia uma maior precipitação de carbonetos secundários. A maior FVC encontrada é na amostra recozida e desestabilizada por 0,5h, o que converge com os resultados de dureza e microdureza da matriz e dos carbonetos, que também foram maiores para esta amostra.

O teste estatístico ANOVA, na Tabela 9, evidencia que há diferença estatística entre as amostras sem e com recozimento desestabilizadas, desta forma, o tratamento térmico de recozimento influenciou na FVC, precipitando mais carbonetos secundários. Além disso, o teste também mostra que a variação no tempo de tratamento térmico de desestabilização nas amostras sem recozimento interferiu na FVC, já que há diferença estatística entre eles. No entanto, nas amostras recozidas, o tempo de desestabilização não interferiu na FVC, já que são estatisticamente iguais.

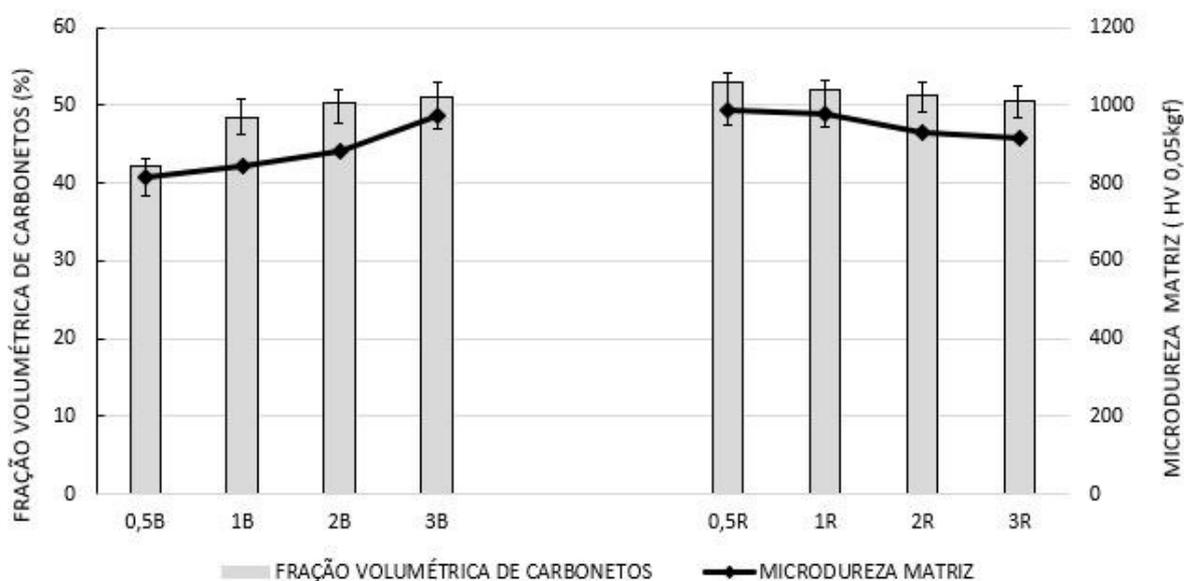
Tabela 9 - Teste ANOVA: FVC das amostras desestabilizadas

α	p-valor	F	F crítico	Resultado
Todas as amostras				
0,05	0,0120	6,2741	5,9873	Diferentes
Sem recozimento				
0,05	0,0458	4,7490	3,4902	Diferentes
Com recozimento				
0,05	0,06128	2,4087	2,4902	Iguais

Fonte: Próprio autor (2021).

Pode-se observar na Figura 72 a relação entre a microdureza da matriz e a FVC. A microdureza das matrizes aumentou com a quantidade de carbonetos precipitados. Esta maior microdureza ocorre, pois, com o aumento de carbonetos por unidade de área, propicia maior quantidade de martensita na microestrutura e consequentemente aumento da microdureza e dureza. Estes resultados convergem com os propostos por Ortega-Cubillos; Bernardini; Torres (2006).

Figura 72 - FVC x microdureza da matriz



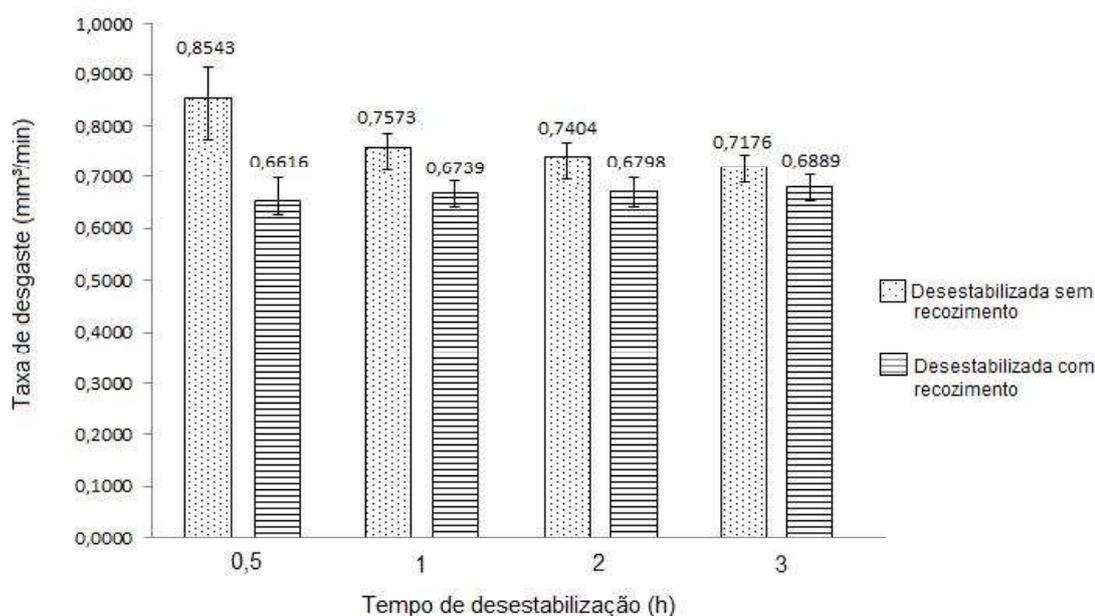
Fonte: Próprio autor (2021).

7.2.5 Ensaio de desgaste abrasivo

O ensaio roda de borracha foi realizado com os mesmos parâmetros para todas as amostras, tais como granulometria da areia e perfil do abrasivo, utilizando uma carga

de 130N e com uma duração de 30 minutos. As taxas médias de desgaste encontradas para as amostras desestabilizadas sem e com recozimento são apresentadas na Figura 73.

Figura 73 - Taxas médias de desgaste após 30 minutos com carga de 130N



Fonte: Próprio autor (2021).

A partir da Tabela 10 verifica-se que as taxas médias de desgaste entre todas as amostras são diferentes. Desta forma, pode-se afirmar que o recozimento interferiu na resistência ao desgaste do material, apresentando uma redução da taxa de desgaste de 22,5% nas amostras desestabilizadas por 0,5h, 11% nas amostras desestabilizadas por 1h, 8,19% nas amostras desestabilizadas por 2h e 4% nas amostras desestabilizadas por 3h.

No entanto, na Tabela 11 verifica-se que os resultados entre as amostras sem recozimento e entre as amostras com recozimento são estatisticamente iguais, sendo diferentes apenas para a amostra 0,5B com as amostras 1B, 2B e 3B. Desta forma, pode-se afirmar que a taxa de desgaste sofreu uma redução de 11,35% ao aumentar o tempo de desestabilização de 0,5h para 1h na amostra sem recozimento, não sofrendo alteração com a variação do tempo nas demais amostras.

Tabela 10- Teste ANOVA: Desgaste

α	p-valor	F	F crítico	Resultado
0,05	0,0021	4,258	2,1187	Diferentes

Fonte: Próprio autor (2020).

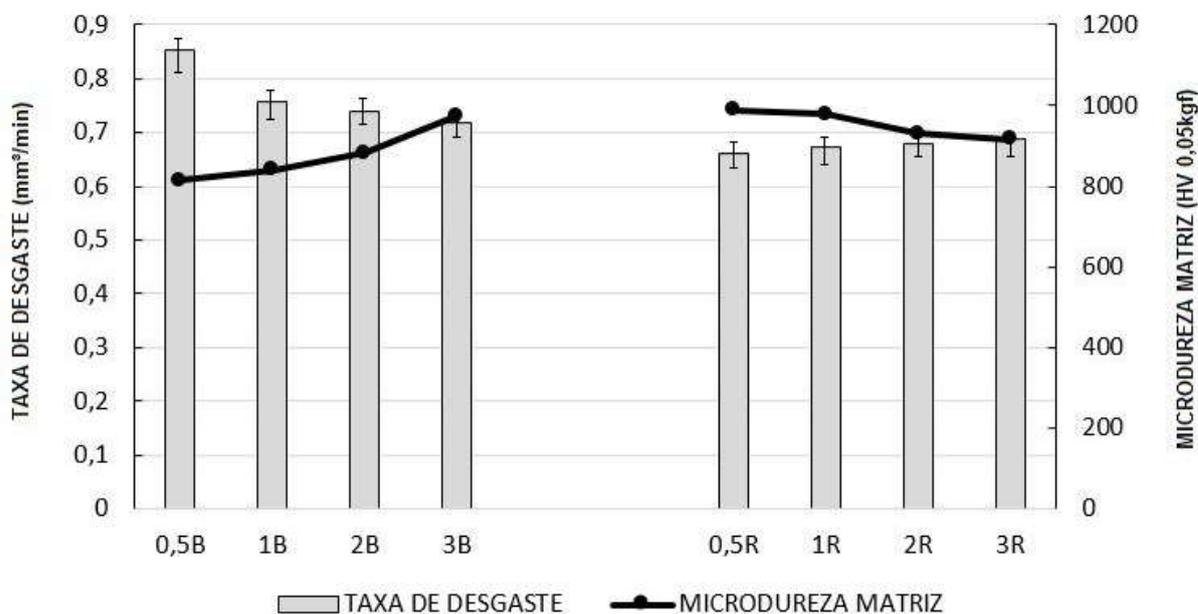
Tabela 11 - Teste t das taxas de desgaste

Análise	p-valor	α	Resultado
0,5B e 1B	0,021	0,05	Diferentes
0,5B e 2B	0,027	0,05	Diferentes
0,5B e 3B	0,019	0,05	Diferentes
1B e 2B	0,257	0,05	Iguais
1B e 3B	0,312	0,05	Iguais
2B e 3B	0,522	0,05	Iguais
0,5R e 1R	0,317	0,05	Iguais
0,5R e 2R	0,297	0,05	Iguais
0,5R e 3R	0,301	0,05	Iguais
1R e 2R	0,328	0,05	Iguais
1R e 3R	0,288	0,05	Iguais
2R e 3R	0,397	0,05	Iguais

Fonte: Próprio autor (2021).

O tratamento térmico de recozimento possibilitou uma redução importante nas taxas de desgaste, sendo que a amostra recozida e desestabilizada por 0,5h apresentou uma taxa de desgaste 7,8% menor que a amostra sem recozimento desestabilizada por 3h. A partir da Figura 74 é possível perceber que a microdureza da matriz foi significativa na resistência ao desgaste do material. As menores taxas de desgaste estão associadas às maiores microdurezas das matrizes.

Figura 74 - Taxas de desgaste em relação à microdureza das matrizes



Fonte: Próprio autor (2021).

Estes resultados convergem com os estudos de Hutchings e Shipway (2017), Tabrett et. al (1996), e Rabinowicz et al. (1961), que relatam que o volume perdido no desgaste abrasivo é inversamente proporcional à dureza do material e que a matriz fornece suporte mecânico aos carbonetos, possuindo uma importante contribuição na resistência ao desgaste do material.

Pelo fato de todas as amostras apresentarem matrizes predominantemente martensíticas, a resistência ao desgaste tende a ser maior, pois a martensita induz um maior suporte dos carbonetos, obtendo uma matriz mais resistente. Conforme os estudos propostos por Fan et. al (1990), altos teores de austenita retida provocam uma alta tendência ao lascamento e trincamento nas superfícies desgastadas, bem como uma redução na dureza da matriz.

8 CONCLUSÃO

Diante do objetivo de avaliar a influência dos tratamentos térmicos de recozimento e desestabilização na resistência ao desgaste de um FFAC com adição de nióbio, os resultados permitiram concluir que:

- O tratamento térmico de desestabilização foi eficiente em desestabilizar a austenita e obter uma matriz predominantemente martensítica.
- O emprego do recozimento antes do tratamento de desestabilização possibilita maior precipitação de carbonetos secundários, resultando em valores máximos de dureza e resistência ao desgaste do que em uma liga desestabilizada a partir de um estado bruto de fusão.
- A maior dureza apresentada pelas amostras recozidas e desestabilizadas é justificada pela maior microdureza da matriz, que está diretamente relacionada com a maior quantidade de carbonetos por unidade de área precipitados na matriz.
- A literatura sugere tempos longos de desestabilização, em torno de 6h, no entanto, este estudo sugere que ferros fundidos brancos alto cromo classe III A não precisam de longos tempos de desestabilização se foram previamente recozidos.
- A redução no tempo de desestabilização proporcionada pelo tratamento térmico prévio de recozimento permite a fabricação de um material com elevada resistência ao desgaste e com tempo reduzido de forno durante a desestabilização, o que pode promover economia de energia e redução nos custos de fabricação e manutenção.
- Para materiais no estado bruto de fusão desestabilizados a 1050 °C, o aumento no tempo de tratamento térmico de desestabilização permite maior precipitação de carbonetos, possibilitando a formação de uma matriz mais dura e mais resistente ao desgaste.

- A adição de nióbio resultou na formação de carbonetos NbC de morfologia compacta que atuaram como proteção para a matriz, além de formarem recobrimentos em torno dos carbonetos M_7C_3 , o que promove uma camada protetora que auxilia na redução do desgaste abrasivo.
- Não houve variação significativa da fração volumétrica de carbonetos com o tempo de tratamento térmico de desestabilização, no entanto, a FVC foi maior nas amostras recozidas que nas brutas de fusão.
- Em amostras recozidas, tempos de desestabilização maiores que 0,5h reduzem a microdureza e dureza material.
- Para obtenção de um material com máxima dureza e resistência ao desgaste, o tempo do tratamento térmico de desestabilização é 0,5h em amostras previamente recozidas, considerando uma temperatura de tratamento de 1050 °C, para a composição química e parâmetros estudados.

9 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a influência da realização do recozimento antes do tratamento térmico de desestabilização em ligas sem adição de nióbio.
- Realizar ensaios de campo e comparar os resultados com os obtidos por meio do ensaio roda de borracha.
- Realizar ensaios de desgaste com variação no tempo de ensaio e comparar os resultados com os obtidos a partir da norma ASTM G99-95a.

REFERÊNCIAS

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

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

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **ASTM G99- 95a**: standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus. New York, 2000.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G65-16**: standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus. West Conshohocken, 2016.

ARIKAN, M.M.; CIMENOGLU; KAYALI, E.S., 2001. The effect of titanium on the abrasion resistance of 15Cr-3Mo white cast iron. **Wear**, v. 247, p.231-235,2001.

BAIK, H. K.; LOPER JR., C. R. The influence of niobium on the solidification structure of Fe-C-Cr alloys. **AFS Transactions**, v.96, n.88- 80, p.405-412,1988.

BORIK, F. Using test to define the influence of metallurgical variables on abrasion. **Metal Engineering Quarterly**, v.16.p. 33-39,1972.

BRAVIM, E.C.; PEREIRA, R.A. **Mapeamento de zonas de desgaste em hidrociclones na classificação de polpa de minério**. 54f. Projeto de graduação em Engenharia Mecânica. UFES, Vitória, Espírito Santo, 2007.

CARMO, D. J.; DIAS, J. F.; LEONARDO, I. M. Desenvolvimento do processo metalúrgico para obtenção de conexões em ferro fundido branco de alto cromo. **Metalurgia & Materiais**. São Paulo. v.54, p. 198-205, 1998.

CARPINETTI, C.P.H. **Efeito do nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo e molibdênio**. São Paulo, 1985.109p. Dissertação (Mestrado). Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

CEMIL, C. Materials & Design. **An investigation of the wear behaviours of White Cast Irons under different compositions**. 2006, p. 437-445.

CHEN, H.X., CHANG, Z.C., LU, J.C. e LIN, H.T.The effect of niobium on wear resistance of 15%Cr white cast iron. **Wear**, v. 166, 1993. p. 197-201,

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6.ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 2005. p. 447-472.

CZICHOS, Horst. **Tribology**: a systems approach to the science and technology of friction, lubrication and wear. Opole: Elsevier Scientific Publishing Company, 1978.

Davis, J.R. **ASM specialty handbook stainless steels**: ASM International. 1996.

DIN 50320: Análise sistemática dos processos de desgaste. Classificação dos fenômenos de desgaste. **Metalurgia e Materiais**. 1997, p.619-622.

DEVORE, J. L. **Probabilidade e estatística para engenharia e ciências**. 2 ed. São Paulo: Cengage Learning, 2010. 712 p.

DOGAN, O.N., LAIRD, G., HAWK, J.A., Abrasion resistance of the columnar zone in high Cr white cast irons. **Wear**, v. 181-183, p.342-349, 1997.

EYRE, Terceiro Mundo. Wear characteristics of metals. In: **Source Book on Wear Control Technology**, 1978, ASM, Ohio, p.1-10.

FAN X.H., HE L., ZHOU Q.D. A study of high chromium cast iron on abrasion resistance and impact fatigue resistance. **Wear**, 1990. v.138, p. 47-60.

FARAH, A. F. **Desenvolvimento de uma liga de ferro fundido branco alto cromo com nióbio, tratada termicamente, para resistência ao desgaste abrasivo**. 130f. Dissertação (Mestrado) – Universidade de São Paulo, São Carlos, 1997.

FARIA, L.M. **Efeito de tratamento térmico na microestrutura e resistência ao desgaste do ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio**. 2019. 149f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019.

FISET, M.; PEEV, K.; RADULOVIC, M. The influence of niobium on fracture toughness and abrasion resistance in high-chromium white cast irons. **Journal of Materials Science Letters**, 1993. v.12, n.9, p.615-617.

FUJIMURA, H.; KAMITO, Y.; NOTOMI, A.; KINOSHITA, M., Development of hard overlay welding for high wear resistance. **Mitsubishi Heavy Industries**, 1988.

GALAFASSI, D. **Resistência à abrasão do aço carbono comum em relação ao aço de alta resistência e baixa liga na aplicação da caixa de carga basculante**. 65f. Trabalho de Conclusão de Curso – Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2015.

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

GUESSER, W.L.; COSTA, P.H.C.;PIESKE, A. Nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo para aplicações em desgaste abrasivo. **Metalurgia**, 1989. v.45, n. 381, p.768-776.

GUNDLACH, R. B. High-alloy white irons. In: **Metals Handbook**. Casting. Metals Park.ASM International, 1988. v. 15. p.678-685.

GREGOLIM, J.A.R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr (Nb) resistentes ao desgaste**. 1990.228f. Tese (Doutorado) - Unicamp, Campinas, 1990.

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

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

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

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

IBRAM. **Relatório anual IBRAM: Instituto Brasileiro de Mineração**, 2013. Disponível em: < <http://www.ibram.org.br/sites/1300/1382/00005345.pdf>> Acesso em: 05 fev. 2019.

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

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

JOST, H.P. Economie impact of tribology. **Mechanical Engineering**, v.97, 1975. p. 26-33.

KASSIM, S. A. Equivalent hardness concept and two-body abrasion of iron-base alloys. **Wear**, v. 243, 2000. p. 92-100.

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**, 2009. Disponível em: <<http://www.scielo.br/pdf/si/v14n2/v14n2a06>>. Acesso em: 21 jan. 2019.

MANFRIDINI, A.P. **Avaliação da estrutura e da resistência mecânica de aços IF nitretados a plasma com pré-encruamento**. 2014.118 f. Tese(Doutorado) – Universidade Federal de Minas Gerais. Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Belo Horizonte, 2014.

MARATRAY F. **AFS Transactions**, v. 79, 121-124, 1971.

MARATRAY F.; USSEGLIO R. **Factors affecting the structure of chromium and**

chromium – molybdenum white irons. Paris: Climax Molybdenum S.A.,1970.

MARIOT, P. **Estudo do efeito do teor de molibdênio no endurecimento dos ferros fundidos brancos de alto cromo.** 2010.121f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina, 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.

MELO, I.N.R. **Caracterização e avaliação da resistência ao desgaste de uma liga de ferro fundido alto cromo com adição de Nióbio.** 2018. 147f. Tese (Mestrado) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018.

MOORE, M.A. A review of two-body abrasive wear. **Wear**, v.27: p.1-17,1974.

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

OLIVEIRA, L.J. **Processamento e caracterização do sistema Fe-Cu-Diamante para uso em pérolas de fios diamantados.** 2005. 122f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual do Norte Fluminense, Rio de Janeiro.

OLIVEIRA, A. J. **Análise do desgaste de ferramentas no fresamento com alta velocidade de aços endurecidos.** 2008. 205f. Tese (Doutorado) - Unicamp, Campinas.

ORTEGA-CUBILLOS, P.; BERNARDINI, P., A., N.; TORRES, L. A. Otimização do tratamento térmico de desestabilização do ferro fundido branco de alto cromo classe II D usado em moinhos de carvão de usinas termelétricas. In: CONGRESO INTERNACIONAL DE INGENIERÍA MECÁNICA Y PRIMERO DE INGENIERÍA MECATRÓNICA, 3. **Anais...** Bogotá: Uniandes, 2006.

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

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

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

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

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

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

PRADO, L.A.R. **Estudo do desgaste adesivo severo(galling), em ligas resistentes à corrosão, aplicadas na indústria de óleo e gás**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Taubaté, São Paulo. 2004.

RABINOWICZ, E.; DUNN, L.; RUSSELL, P. A study of abrasive wear under three-body conditions. **Wear**, v. 4, p, 345–355, 1961.

RADULOVIC, M.; TOMOVIC, M.,1994. The influence of vanadium on fracture toughness and abrasion resistance in high Chromium White Cast Irons. **Journal of Materials Science**, v.29, p.5085-5094.

RAMALHO, J. P. **Revestimento por Soldagem**. Coleção Tecnologia SENAI, Soldagem. p. 315-336. São Paulo, 1997.

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

RIBEIRO, Rubens. **Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos soldados do tipo Fe-C-Cr utilizados na indústrias sucroalcooleira**. 118f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2004.

RIZEJA. **Revestimentos contra desgastes**. Disponível em: <<https://www.rijeza.com.br/>> Acesso em: 10 jan. 2020.

ROTHERY, W. H. 1968. **Estrutura das ligas de ferro**. São Paulo: Editora Edgar Blücher Ltda., 214p.

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. **Caracterização e estudo do amaciamento e endurecimento de ferros fundidos brancos de alto cromo**. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade do Porto, Porto. 2009.

SAWAMOTO, A.; ÔGI, K.; MATSUDA, K. Solidification structures of Fe-C-Cr-(V-Nb-W) alloys. **AFS Transactions**, v.94,n.86-72, p.403-416. 1986.

SILVA, A. E. **Desenvolvimento, caracterização e usinabilidade do ferro fundido branco alto cromo endurecido com e sem adição de nióbio.** 2019. 148f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019.

SILVA, C. S. **Análise microestrutural em altas temperaturas de um ferro fundido branco de alto cromo com molibdênio e nióbio.** 1999. 91f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Carlos. 1999.

SILVA, J.V. **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.** 2017. 96f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

SINATORA, Amilton; SCHÖN, Cláudio Geraldo; TSCHIPTSCHIN, André Paulo. **Estudo do revenido de ferros fundidos brancos de alto cromo.** *Fundição e Matérias-Primas*, n. 95, p. 33-7, 1989.

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

SUZUKI, R. S. **Projeto e construção de um equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa livre.** São Bernardo do Campo. Projeto de Pesquisa. Centro Universitário da FEI, 2013.

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

TABRETT, C. P.; SARE, I.R.;GHOMASHCHI, M.R. **International Materials Reviews**, v. 41, nº 2, p. 59 – 82, 1996.

TELES, V.C. **Desgaste abrasivo de revestimentos CrAlSiN multicamada/gradiente.**2014.103f.Dissertação (Mestrado)-Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2014.

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

TSCHIPTSCHIN, A.P.; GOLDENSTEIN, H.; SINÁTORA, A. **Metalografia dos aços.** ABM, 1988.

TOMANIK, E. **Modelamento do desgaste por deslizamento em anéis de pistão de motores de combustão interna.** 2000. 199f. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo, São Paulo.

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

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

XIU-LIN, J.; JU-YI, W.; CUI, J.; JIAN-HUA, Z.; Abrasive wear resistance of dual phase steels DP 980 and DP 600. **Journal of Iron and Steel Research, International**, p. 317-323, April. 2005.

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

ZUM GAHR, K.H.; ELDIS, G. T. Abrasive wear of white cast irons. **Wear**, v. 64, n. 1, p. 175–194. Out. 1980.

ZUM GAHR, K.H. **Microstructure and wear of materials**. Elsevier, 1987. v. 10.