



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

**Efeito de tratamento térmico na microestrutura e resistência ao desgaste de
um ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio**

Leonardo Menezes de Faria

Belo Horizonte

Dezembro de 2019

Leonardo Menezes de Faria

Efeito de tratamento térmico na microestrutura e resistência ao desgaste de um ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio

Dissertação 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: Prof. Dr. (a) Ivete Peixoto Pinheiro

Coorientador: Prof. Ms Ismael Nogueira Rabelo de Melo

Belo Horizonte

Dezembro de 2019

F224e Faria, Leonardo Menezes de.
Efeito de tratamento térmico na microestrutura e resistência ao desgaste de um ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio / Leonardo Menezes de Faria. - 2019.
125 f. : il., fotos, grafs., tabs.

Orientadora: Ivete Peixoto Pinheiro.
Co-orientador: Ismael Nogueira Rabelo de Melo.
Dissertação (mestrado) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2019.
Bibliografia.

1. Ferro fundido. 2. Abrasão. 3. Tribologia. 4. Nióbio. I. Pinheiro, Ivete Peixoto. II. Melo, Ismael Nogueira Rabelo de. III. Título.

CDD: 620.112



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
“EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NA
MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA AO DESGASTE DO
FERRO FUNDIDO BRANCO ALTO CROMO COM
ADIÇÃO DE NIÓBIO”

Autor: Leonardo Menezes de Faria

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

Orientador: Prof. Ismael Nogueira Rabelo de Melo

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

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

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

Prof. Dr. Rogério Felício dos Santos
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG)

Belo Horizonte, 17 de Dezembro de 2019.

Dedico este trabalho a minha família,
especialmente aos meus pais e minha
irmã, pelo apoio incondicional nos
momentos em que precisei.

AGRADECIMENTOS

A todos que, de alguma forma, contribuíram para a realização deste trabalho, fica expressa minha gratidão.

Aos meus pais e minha irmã, por me darem apoio nos desafios que encontro pela vida.

À professora Ivete Peixoto Pinheiro, pela orientação e auxílio durante o trabalho.

Ao professor Ismael Nogueira Rabelo de Melo, pela coorientação e incentivo.

Ao professor Rogério Felício dos Santos, pelo auxílio na preparação das amostras com a utilização das máquinas de eletroerosão e retífica.

Ao professor Ernane Rodrigues da Silva, pelo auxílio na preparação da roda de borracha.

Ao professor Anderson Edson da Silva, pelas discussões e sugestões, que foram importantes para o desenvolvimento do trabalho.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica da PUC Minas, em especial a Edilene Braga de Carvalho, pela disponibilidade do uso da Microscopia Eletrônica de Varredura.

Ao Centro de Microscopia da UFMG, em especial ao Ramon de Oliveira Aranda, pelo auxílio no uso da Microscopia Eletrônica de Varredura.

Ao Departamento de Pós-Graduação de Engenharia Civil do CEFET-MG, em especial a Vitor Alencar Nunes, pela realização dos ensaios de DRX.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG, em especial a Anderson Junior dos Santos, pela realização dos ensaios de perfilometria.

À equipe técnica do setor de Usinagem do CEFET-MG.

Ao CNPQ, pelo apoio financeiro para o desenvolvimento do projeto.

Aos colegas de Mestrado em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, pela amizade e companheirismo ao longo do curso.

Ao CEFET-MG, pela disponibilidade dos laboratórios e dos funcionários.

“O último grau da sofisticação é a simplicidade.”

(Leonard Thiessen)

RESUMO

Ferros fundidos de alto cromo (FFAC) são ligas importantes para aplicações em que a resistência à abrasão é necessária, como processamento de minério, bombeamento de fluido abrasivo e em indústrias de fabricação de celulose. Essa alta performance em relação a desgastes severos se deve à presença de carbonetos imersos em uma matriz constituída principalmente de martensita e austenita. A microestrutura do material pode ser alterada pela adição de elementos químicos e tratamento térmico, visando melhoria de propriedades mecânicas. Neste trabalho, foi avaliada a influência do tratamento térmico de desestabilização - 950°C, 1000°C e 1050°C - nas propriedades mecânicas de uma liga de ferro fundido branco de alto cromo com adição de 0,5% de nióbio. As amostras foram tratadas termicamente e, posteriormente, usinadas para que os seguintes ensaios fossem realizados: difração de raios X (DRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV), mapeamento químico e análise pontual por EDS, dureza e microdureza Vickers, ensaio da roda de borracha, perfilometria e MEV das superfícies desgastadas. A microestrutura hipoeutética foi afetada pelo tratamento térmico, a matriz transformou-se em predominantemente martensítica e houve precipitação de carbonetos secundários. Os carbonetos de nióbio formaram aglomerações em forma de lâminas (*blade-type*) e pétalas (*petal-type*). As amostras desestabilizadas a 1000°C e 1050°C apresentaram os menores valores de desgaste e também maiores valores de microdureza da matriz. A resistência ao desgaste foi proporcional à microdureza da matriz. O tamanho dos carbonetos secundários pode ter exercido influência na taxa de desgaste. O mecanismo de desgaste atuante foi de deformação plástica preferencial na matriz com microcorte e microsulcamento. Os valores da rugosidade média, S_a , foram inversamente proporcionais a resistência à abrasão e valores de S_p e S_v diminuíram com o aumento da temperatura de desestabilização.

Palavras-chave: Ferros fundidos alto cromo; Desestabilização; Abrasão; Nióbio; Resistência ao desgaste; Parâmetros de rugosidade.

ABSTRACT

High chromium cast irons (HCCI) are important alloys currently used in a variety of applications that requires high abrasion resistance such as mineral processing, slurry pumping and pulp manufacturing industries. The outstanding performance of these alloys is due to the presence of hard carbides in a matrix composed mainly by martensite and austenite. Their microstructure can be altered by addition of alloy content and heat treatment, in order to enhance mechanical properties. In this study, the influence of destabilization heat treatment - 950°C, 1000°C and 1050°C - on mechanical properties of high chromium cast iron with 0,5% niobium is examined. The samples were heat treated and, then, machined to perform the following tests: X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), elemental mapping and EDS analysis, Vickers hardness and microhardness, dry rubber wheel test, profilometry and SEM of the worn surfaces. The hypoeutectic microstructure was altered by the heat-treatment, the matrix specimens became predominantly martensitic and there was secondary carbides precipitation. Niobium carbides agglomerated in petal-like and fine blade-like form. The 1000°C and 1050°C destabilized specimens presented the lowest wear rate values and highest matrix microhardness. The wear resistance was proportional to the matrix microhardness. Also, the size of the secondary carbides may have influenced wear rate. The wear mechanism was plastic deformation with microcutting and microploughing. Specimens which had more removed material presented a higher average roughness (Sa) and maximum values of peaks (Sp) and pits (Sv) tended to be lower as the temperature of the heat treatment increased.

Keywords: High chromium cast iron; Abrasion; Destabilization; Niobium; Wear Resistance; Roughness parameters.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Abrasão a dois e três corpos	22
Figura 2 - Classificação do desgaste abrasivo segundo o nível de esforços	25
Figura 3 - Modelo de desgaste causado por partícula abrasiva cônica.....	27
Figura 4 - Modos de deformação em um ensaio de desgaste com pino de aço	29
Figura 5 - Remoção de material por trincas laterais formadas	30
Figura 6 - Microestruturas de ferro fundido branco no estado bruto de fusão com 26%Cr	32
Figura 7 - Superfície líquida do sistema Fe-Cr-C	34
Figura 8 - Análise microestrutural da liga bruta de fusão de um FFAC	36
Figura 9 - Desgaste de microestrutura pela fração de carboneto volumétrico	38
Figura 10 - Diagrama do sistema Fe-C-Nb para 15% de Cr	40
Figura 11 - Microestrutura da liga FFAC bruta de fusão com diferentes teores de Nb	42
Figura 12 - Influência do nióbio na dureza e resistência ao impacto	43
Figura 13 - Perda de massa pela concentração de nióbio	44
Figura 14 - FFAC tratado em diferentes temperaturas de desestabilização	46
Figura 15 - Efeito das temperaturas de desestabilização na dureza	48
Figura 16 - Avaliação do desgaste em um FFAC sob diferentes temperaturas de desestabilização.....	49
Figura 17 - Valores de dureza para diferentes temperaturas de desestabilização....	49
Figura 18 - Avaliação de desgaste para liga desestabilizada e não desestabilizada	50
Figura 19 - Efeito do tempo e duração da desestabilização na dureza do FFAC.....	51
Figura 20 - Microestrutura da amostra desestabilizada a 900°C por 180 minutos ...	51
Figura 21 - Microestrutura da amostra desestabilizada a 1000°C por 180 minutos ..	52
Figura 22 - Microestrutura da amostra desestabilizada a 1100°C por 180 minutos ..	52
Figura 23 - Efeito do revenimento na dureza de um FFAC	54
Figura 24 - Superfície de FFAC desgastada pelo ensaio roda de borracha.....	55
Figura 25 – Camada superficial de FFAC desgastada pelo ensaio roda de borracha	56
Figura 26 - FFAC desgastado antes e após de tratamento térmico	57

Figura 27 - Ensaio de desgaste para condição mais severa	58
Figura 28 - Ensaio de desgaste para condição intermediária.....	58
Figura 29 - Ensaio de desgaste para condição menos severa	59
Figura 30 - Fluxograma do trabalho	60
Figura 31 - Modelo e moldes em areia verde	61
Figura 32 - Amostras cortadas e desbastadas pelo processo de eletroerosão	62
Figura 33 - Painel do equipamento de eletroerosão.....	63
Figura 34 - Amostras retificadas.....	64
Figura 35 - Imagem gerada pelo Fiji Is Just Image J.....	67
Figura 36 - Desenho esquemático do ensaio de desgaste roda de borracha	68
Figura 37 - DRX das amostras	71
Figura 38 - Microscopia óptica das amostras	74
Figura 39 – MEV e mapeamento químico bruto de fusão	78
Figura 40 – MEV e mapeamento químico amostra desestabilizada a 950°C.....	80
Figura 41 - MEV e mapeamento químico amostra desestabilizada a 1000°C	81
Figura 42 – MEV e mapeamento químico amostra desestabilizada a 1050°C.....	83
Figura 43 - MEV Retroespalhado – NbC.....	85
Figura 44 - MEV dos carbonetos secundários desestabilizados a 950°C	88
Figura 45 - MEV dos carbonetos secundários desestabilizados a 1000°C	89
Figura 46 - MEV dos carbonetos secundários desestabilizados a 1050°C	90
Figura 47 - Fração volumétrica de carbonetos	91
Figura 48 - Impressão da medição de dureza	93
Figura 49 - Dureza das ligas	93
Figura 50 - Impressão da medição da microdureza	94
Figura 51 - Microdureza dos constituintes.....	95
Figura 52 - Taxa média de desgaste durante 60 minutos	97
Figura 53 - Taxa média de desgaste em relação à microdureza.....	99
Figura 54 - Volume perdido em função do tempo	101
Figura 55 - Imagens da perfilometria tridimensional das amostras	102
Figura 56 - Perfilometria 3D de regiões distintas de uma amostra bruto de fusão ..	105
Figura 57 - Perfilometria 3D de regiões distintas de uma amostra tratada a 950°C	106
Figura 58 - Perfilometria 3D de regiões distintas de uma amostra tratada a 1000°C	107
Figura 59 - Perfilometria 3D de regiões distintas de uma amostra tratada a 1050°	108

Figura 60 - MEV do ensaio de desgaste nas amostras do estado bruto de fusão .	109
Figura 61 - EDS realizado na microestrutura de amostra bruta de fusão.....	110
Figura 62 - Desgaste nas amostras desestabilizadas a 950°C	111
Figura 63 - Desgaste nas amostras desestabilizadas a 1000°C	112
Figura 64 - Desgaste nas amostras desestabilizadas a 1050°C	113

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação do desgaste de acordo com o nível de severidade	26
Tabela 2 - Composição química de ferro fundido para resistência à abrasão	33
Tabela 3 - Dureza e tenacidade das amostras	55
Tabela 4 - Composições químicas em peso (%)	61
Tabela 5 - Parâmetros utilizados na usinagem por eletroerosão	63
Tabela 6 - Identificação das amostras.....	64
Tabela 7 - Procedimento para tratamento térmico	65
Tabela 8 - Parâmetros para o ensaio da roda de borracha	68
Tabela 9 - Planos e ângulos dos constituintes	72
Tabela 10 - Valores da análise semiquantitativa dos elementos químicos por EDS ..	86
Tabela 11 - Teste ANOVA: FVC.....	92
Tabela 12 - Teste ANOVA: Dureza Vickers	94
Tabela 13 - Teste ANOVA: Microdureza Vickers	96
Tabela 14 - Teste t: microdureza das matrizes	96
Tabela 15 - Valor de densidade das ligas	97
Tabela 16 - Teste ANOVA: Taxa média de desgaste.....	98
Tabela 17 - Teste t: Desgaste	98
Tabela 18 - Perda de volume (mm^3) acumulado.....	100
Tabela 19 - Equações da reta da perda de volume em função do tempo	101
Tabela 20 - Parâmetros de rugosidade das amostras (μm)	103
Tabela 21 - Parâmetros de rugosidade de acordo com região de cada amostra (μm)	104

LISTA DE ABREVIações E SIGLAS

ASM - American Society for Metals

ASTM - American Society for Testing Materials

CEFET-MG - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

DRX - Difração de raios X

FFAC - Ferro fundido alto cromo

FVC - Fração volumétrica de carbonetos

HRC - Escala de dureza Rockwell C

HV - Escala de dureza Vickers

ICDD - International Centre for Diffraction Data

Mesh - Unidade de medida de granulometria

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

Ms - Temperatura de início de transformação da martensita

$M_Y C_X$ - Carboneto

PIB - Produto Interno Bruto

Rpm - Rotações por minuto

LISTA DE SÍMBOLOS

C - Carbono

Cr - Cromo

Cu - Cobre

Fe - Ferro

g - Grama

HV_{30} - Escala de dureza Vickers com carga aplicada de 30 Kgf

HV_{50} - Escala de dureza Vickers com carga aplicada de 50 Kgf

Kg - Kilo

Kgf - Kilograma força

min - minuto

mm - milímetro

mm^3 - milímetro cúbico

Mn - Manganês

Mo - Molibdênio

N - Newton

Nb - Nióbio

NbC - Carboneto de nióbio

Ni - Níquel

P - Fósforo

S - Enxofre

Sa - média aritmética da textura que compõem a superfície

Si – Silício

Sku - grau de presença de picos altos ou vales profundos compondo a superfície

Sp - diferença entre o pico mais alto e o plano de referência

Ssk - grau de simetria das alturas das superfícies em relação ao plano normal médio

Sv - diferença vale mais profundo e o plano de referência

Vol - Volume

γ - Austenita

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	17
2 OBJETIVOS	19
2.1 Objetivos Específicos	19
3 FUNDAMENTOS TEÓRICOS E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1 Tribologia e desgaste.....	20
3.1.1 <i>Desgaste abrasivo</i>	21
3.1.2 <i>Mecanismos de desgaste</i>	26
3.2 Ferro Fundido branco de alto cromo	30
3.2.1 <i>Solidificação da Microestrutura</i>	33
3.2.2 <i>Influência de elementos químicos</i>	37
3.2.3 <i>Ferro fundido alto cromo com adição de nióbio</i>	40
3.3 Tratamento térmico do FFAC.....	44
3.3.1 <i>Desestabilização</i>	45
3.3.2 <i>Revenimento</i>	53
3.4 Desgaste pelo ensaio roda de borracha em ferros fundidos alto cromo	55
4 MATERIAIS E MÉTODOS	60
4.1 Materiais	61
4.2 Metodologia	62
4.2.1 <i>Preparação das amostras</i>	62
4.2.2 <i>Tratamento térmico</i>	65
4.2.3 <i>Análise microestrutural</i>	66
4.2.4 <i>Quantificação da fração volumétrica de carbonetos</i>	66
4.2.5 <i>Difratometria de raios X</i>	67
4.2.6 <i>Dureza e microdureza Vickers</i>	67
4.2.7 <i>Ensaio de abrasão</i>	68
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	71
5.1 Difração de raios X	71
5.2 Análise microestrutural – Microscopia óptica	73
5.3 Análise microestrutural – Microscopia Eletrônica de Varredura.....	76

5.3.1 Mapeamento químico das amostras	77
5.3.2 Mapeamento químico pontual	86
5.3.3 Microscopia eletrônica dos carbonetos secundários	87
5.4 Quantificação da fração volumétrica de carbonetos (FVC)	91
5.5 Dureza	92
5.6 Microdureza	94
5.7 Ensaio de desgaste abrasivo	97
5.7.1 Perfilometria 3D	102
5.7.2 Desgaste nas amostras – Análise pelo MEV	108
6 CONCLUSÃO	114
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	115
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	116
ANEXO A: EDS pontual realizado nas amostras	121
ANEXO B: EDS pontual realizado em áreas de desgaste	125

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

O desgaste é um fenômeno responsável por grande despesa nos setores industrial, agrícola, óleo e gás e mineração. Em uma pesquisa realizada no Reino Unido, em 1997, apontou-se que os gastos, em relação à substituição de peças desgastadas, eram de aproximadamente um bilhão de dólares (NEALE; GEE, 2001).

Em um estudo recente, Holmberger e Erdemir (2017) concluem que 3% da energia total consumida no mundo é utilizada para manutenção de peças desgastadas e reposição de equipamentos danificados devido a falhas relacionadas ao desgaste. Calcula-se ainda que, pelo desenvolvimento de novos materiais e tecnologias para lubrificação, as perdas de energia com fricção e desgaste poderiam ser reduzidas em até 40% em 15 anos, o que representaria 1,4% do PIB mundial e 8,7% do consumo total de energia.

Dentro os tipos de desgaste, o abrasivo é bastante encontrado nos diversos segmentos industriais como mineração, indústria e óleo e gás. Nesse cenário, os ferros fundidos alto cromo são bastante conhecidos pela alta capacidade de resistência a abrasão (PENAGOS et al., 2017). Este tipo de material é utilizado em diversas aplicações onde estabilidade em ambientes de desgastes severos é necessária, incluindo processamento de minérios, fabricação de cimento, bombeamento de material abrasivo e em indústrias de fabricação de papel (FILIPOVIC et al., 2013).

A estrutura dos ferros fundidos de alto cromo é caracterizada pela presença de carbonetos dispersos em uma matriz de martensita e austenita. O volume de carbonetos confere ao material alta dureza, e a matriz fornece suporte mecânico a esses carbonetos (TABRETT et al., 1996; ASM HANDBOOK, 1991). A microestrutura desse material pode ser drasticamente alterada por meio de adição de elementos químicos e tratamento térmico, objetivando melhoria de propriedades mecânicas (TABRETT et al., 1996).

Um dos elementos químicos que podem ser adicionados ao material é o nióbio, objeto de estudo neste trabalho. Estudos demonstram que o nióbio adicionado na liga forma carbonetos NbC, que possuem alta dureza (CHEN et al., 1992; PENAGOS et al, 2017; FILIPOVIC et al., 2013; ZHI et al. 2008). Esses carbonetos NbC fazem com que a microdureza e dureza do material aumente, bem como tem efeitos positivos na resistência ao desgaste. Há relatos de que o nióbio refina a microestrutura composta por carbonetos e matriz (IBRAHIM et al., 2017; FILIPOVIC et al., 2013; ZHI et al. 2008; CHEN et al., 1993).

Os tratamentos térmicos realizados no ferro fundido branco de alto cromo têm o objetivo geral de formar uma matriz martensítica e precipitar carbonetos secundários, aumentando a dureza e resistência ao desgaste do material (TABRETT et al., 1996).

Entretanto, há ainda, poucos trabalhos realizados sobre o efeito de tratamento térmico em ligas de ferro fundido branco de alto cromo com adição de nióbio. Não foram encontrados trabalhos que caracterizam a rugosidade do material FFAC após testes de desgaste.

Este trabalho objetiva avaliar a resistência ao desgaste e caracterizar uma liga de ferro fundido branco de alto cromo, classe ASTM A532 IIIA, com adição de 0,5% Nb, desestabilizadas a 950°C, 1000°C e 1050°C, seguidos de revenimento.

2 OBJETIVOS

Caracterizar o ferro fundido branco de alto cromo com adição de 0,5% de nióbio desestabilizado a diferentes temperaturas e avaliar a influência da temperatura de tratamento térmico na dureza e resistência à abrasão.

2.1 Objetivos Específicos

- Verificar a influência da desestabilização a 950°C, 1000°C e 1050°C na microestrutura de uma liga de FFAC com 0,5% de nióbio.
- Caracterizar os carbonetos de nióbio e os carbonetos secundários.
- Avaliar o efeito das variações microestruturais na resistência à abrasão do material tratado termicamente.
- Averiguar os mecanismos de desgaste atuantes no material.
- Averiguar os parâmetros de rugosidade nas superfícies desgastadas e relacionar com a resistência ao desgaste.

3 FUNDAMENTOS TEÓRICOS E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Tribologia e desgaste

Hutchings e Shipway (2017) definem tribologia como o ramo da ciência que aborda a interação entre superfícies em movimento relativo e com partículas associadas, incluindo o estudo de fricção, desgaste e lubrificação. Para explicar os fenômenos tribológicos, recorre-se a conceitos de física, química, mecânica e ciência dos materiais (UPADHYAY; KUMARASWAMIDHAS, 2014).

Quando se avalia o aspecto tribológico de um sistema, a resposta de um corpo submetido à condição de atrito e desgaste dependerá das propriedades da superfície do material e de sua topografia, que podem mudar pela interação das superfícies do sistema. Outros fatores importantes são as características do agente de desgaste: tamanho, morfologia e estrutura das partículas que agem na interface dos materiais (UPADHYAY; KUMARASWAMIDHAS, 2014).

Sempre que houver uma superfície se movendo acima de outra superfície, irá ocorrer desgaste, que é a danificação de uma ou mais superfícies do sistema geralmente envolvendo perda progressiva de material (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Segundo a norma ASTM G40 (2017), desgaste é a alteração de uma superfície sólida pela perda ou deslocamento progressivo de material devido ao movimento relativo entre a superfície e uma substância de contato.

Bayer (2004), em seu livro sobre desgaste aplicado à engenharia, destaca alguns aspectos gerais importantes sobre desgaste: é a propriedade de um sistema e não de um material específico; materiais podem se desgastar devido a uma variedade de mecanismos e combinações de mecanismos, a depender do tribossistema em que aqueles estão inseridos; o comportamento do desgaste é frequentemente não linear; o comportamento do desgaste pode variar de acordo com inúmeros parâmetros.

A norma DIN 50320 (1979) destaca quatro tipos principais de mecanismos de desgaste: desgaste abrasivo, desgaste adesivo, desgaste por fadiga de contato e desgaste por reação tribo-química. O desgaste pode ser causado por mais de um

mecanismo, condicionados pelos parâmetros de contato e geometria das superfícies do sistema.

O desgaste adesivo é decorrente da forte aderência entre dois materiais, o que pode ocasionar danos a uma das superfícies devido ao deslocamento de um dos corpos. O desgaste abrasivo ocorre quando um material desliza sobre outro material menos duro, o que resulta em deformação plástica do material mais macio. Já o desgaste por fadiga de contato ocorre quando um campo de tensão na zona de contato dos corpos é formado, o que gera trincas resultantes de tensões cíclicas. Por último, o desgaste por reação tribo-químico é proveniente de reações químicas, como o desgaste por oxidação (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

Neste trabalho, o foco do estudo é desgaste abrasivo. Assim, na revisão, será tratado especificamente este tipo de desgaste.

3.1.1 Desgaste abrasivo

De acordo com a ASTM G40 (2017), desgaste por abrasão ocorre devido a partículas ou protuberâncias duras que são forçadas contra uma superfície sólida e se movem ao longo da interface do corpo.

Vários termos são utilizados para determinar diferentes tipos de desgaste por abrasão. Frequentemente, o desgaste abrasivo é diferenciado em abrasão de dois ou três corpos e também pela intensidade dos esforços, baixo e alto esforços (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Outra definição utilizada quanto ao nível de esforços aplicado no sistema é o *gounging* (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; GATES, 1998).

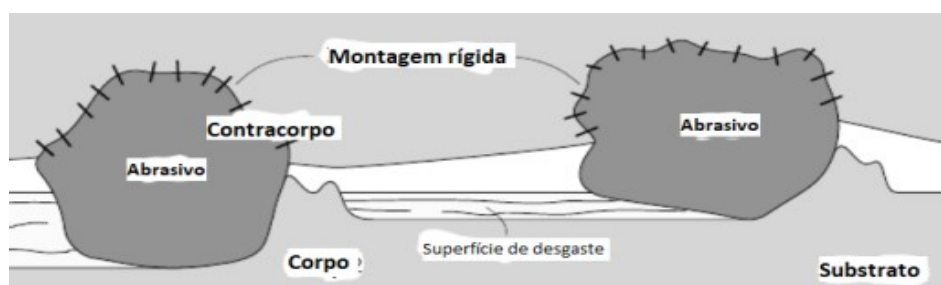
Embora sejam frequentemente usadas, há divergências quanto às classificações apresentadas no parágrafo acima. Gates (1998) afirma que as duas classificações, em relação ao número de corpos e em relação ao nível de esforço, são imprecisas; ele sugere a utilização de uma nomenclatura baseada na severidade do desgaste.

3.1.1.1 Abrasão a dois e três corpos

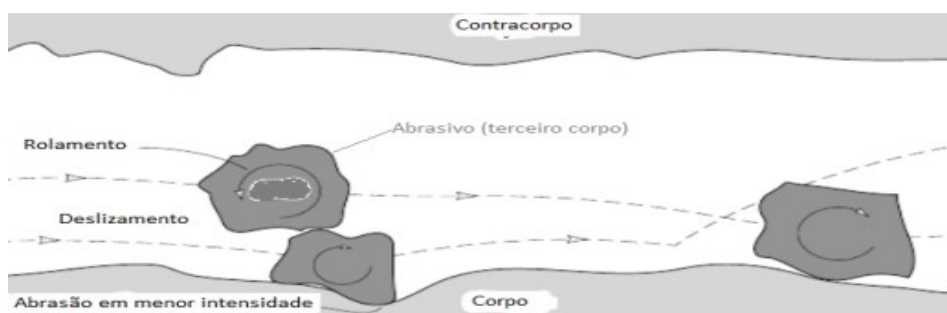
Desgaste por abrasão a dois corpos pode ser exemplificado pela ação de uma lixa em uma superfície. Asperezas duras ou flocos rígidos passam sobre a superfície como uma ferramenta de corte. O desgaste, a dois corpos, no caso, é causado por protuberâncias duras da lixa ou partículas duras anexadas no material áspero (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006; HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). A abrasão a dois corpos também é definida como o deslizamento de um material com superfície dura sobre um material com superfície mais macia, formando sulcos e ranhuras no material macio (RABINOWICZ, 1995).

No desgaste abrasivo a três corpos, os grãos estão livres para rolar ou deslizar sobre a superfície, já que não estão presos a nenhum corpo. Essas partículas abrasivas são introduzidas entre as superfícies deslizantes agredindo-as (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006; RABINOWICZ, 1995). Rabinowicz (1995) descreve o mecanismo de três corpos como grãos abrasivos que se aderem temporariamente a uma das superfícies deslizantes provocando a abrasão da outra superfície. A abrasão de dois e três corpos estão ilustrados na figura 1.

Figura 1 - Abrasão a dois e três corpos



a) Abrasão a dois corpos



b) Abrasão a três corpos

Fonte: Adaptado de Stachowiak, e Batchelor (2006)

Existem diferenças significantes entre esses dois modos de desgaste: Stachowiak e Batchelor (2006) apontam que o sistema de três corpos tem um desgaste em torno de dez vezes mais lento que o de dois corpos pela presença de outros mecanismos como o desgaste adesivo. A interface do material desgastado pelo sistema a três corpos apresenta uma distribuição aleatória de deformações, com formação de sulcos curtos e reentrâncias sobrepostas. Isso evidencia uma remoção gradual da superfície pelo sucessivo contato de grãos abrasivos, indicando mecanismos mais lentos de remoção de material que pelo sistema de dois corpos, este, funciona como uma ferramenta de corte removendo material.

Hutchings e Shipway (2017) alertam que a nomenclatura de dois e três corpos pode não ser suficiente para descrever o processo de desgaste. Especificamente, no sistema de três corpos, as partículas abrasivas podem deslizar ou rolar no vão entre as superfícies; em alguns casos, as partículas podem deslizar em uma região e rolar em outra. Gates (2008) também relata algumas inconsistências. Algumas situações, como partículas sólidas provenientes de erosão ou uma pá cavando uma pilha de pedras soltas, são consideradas sistemas de desgaste a três corpos, ainda que não haja contracorpo. Em outro caso, muitos consideram como sistema de três corpos a trituração de flocos de minério e pedras; porém, no momento em que as trincas começam a se formar devido à abrasão, o abrasivo está rigidamente fixado a uma das placas, que é uma característica de sistemas de dois corpos.

3.1.1.2 Abrasão por altos e baixos esforços e goivagem (*gouging*)

A distinção entre abrasão de alto esforço e baixo esforço centra na fratura ou não das partículas abrasivas durante o processo de desgaste (GATES, 1998). Na abrasão de alto esforço, as forças atuantes são suficientes para quebrar as partículas responsáveis pelo desgaste do material, enquanto no de baixo esforço as partículas permanecem não fraturadas (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; ASTM B611, 2013). Essas classificações, altos e baixos esforços e *gouging*, são muito usadas nos casos de desgaste que ocorrem nas indústrias de mineração (GATES, 1998).

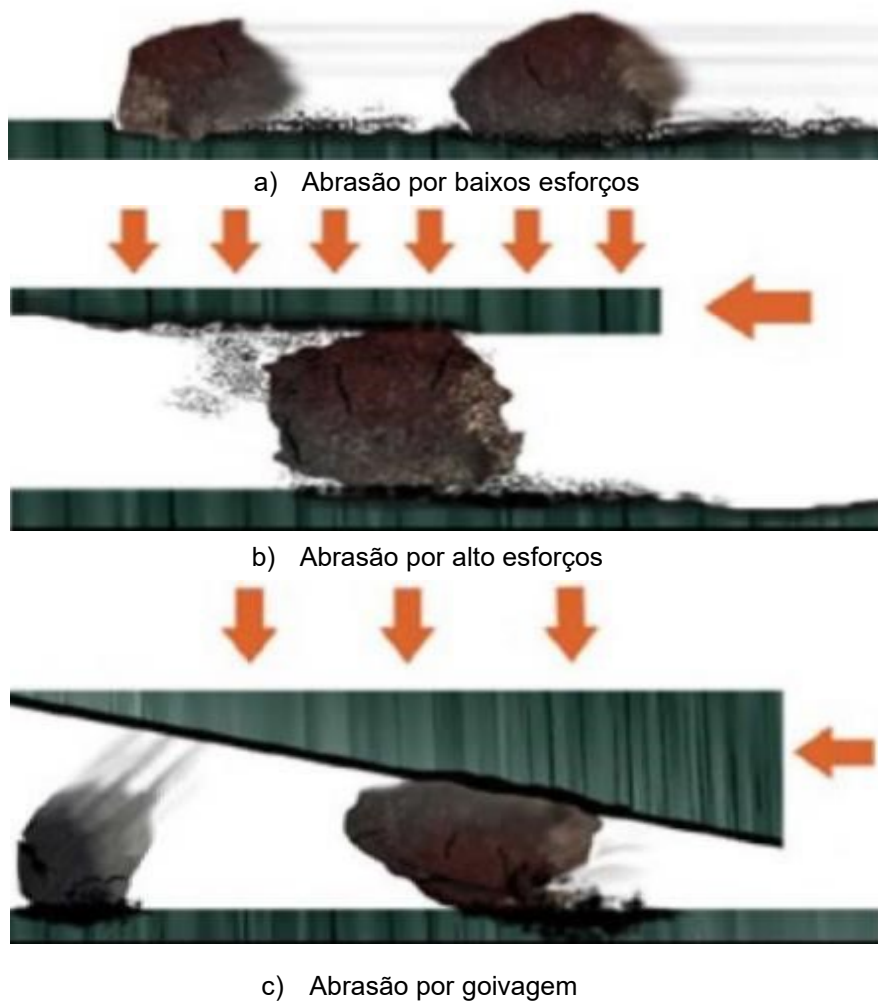
A abrasão por alto esforço é comum na extração de minerais: perfuração, esmagamento e movimentação de rochas mineralógicas envolvem abrasão de alta tensão nas superfícies que fazem contato com as pedras (ASTM B611, 2013). Um típico exemplo de abrasão de baixo esforço é o desgaste que ocorre nos dentes de escavadeiras que operam transportando areia: partículas levemente carregadas se colidem e se movem cortando e arrancando material em uma escala microscópica sem sofrerem fraturas (LIU et al., 2011).

O termo goivagem é costumeiramente utilizado para definir abrasão de altos esforços em que há remoção de grandes fragmentos de material, embora o nível de deformação da superfície para que o fenômeno seja considerado goivagem não é bem definido (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Uma distinção prática é que, em sistemas sob goivagem, a força de contato dos materiais é suficiente para causar deformação plástica em materiais com baixa e moderada tensão de escoamento. A abrasão por goivagem é caracterizada por sistemas com partículas abrasivas grosseiras e de grandes dimensões sob altas tensões que produzem sulcos macroscopicamente visíveis (GATES, 1998).

Algumas considerações precisam ser feitas em relação à distinção de abrasão por altos e baixos esforços. Quando as partículas abrasivas fraturam, partículas afiadas podem se formar facilitando a abrasão pelo microcorte do material. Isso, teoricamente, levaria a taxas maiores de desgaste por sistema de altos esforços, o que nem sempre ocorre. A taxa de desgaste é dependente tanto da força de contato quanto da velocidade de deslizamento. Chutes de transferência de minério, por exemplo, conhecidos por sofrerem altas taxas de desgaste, são submetidos a baixos esforços de abrasão; sua alta taxa de desgaste se deve a combinação de altas velocidades de deslizamento e força de contato moderadas (GATES et al., 2007).

Grande parte dos testes abrasivos atua no campo de baixos esforços (GATES et al., 2007; ASTM B611, 2013; OJALA, 2017). Os testes de roda de borracha (G65, G75, G105) produzem abrasão de baixo esforço, enquanto teste de roda de aço, ASTM B611, é voltado para testes de altas tensões. Os casos de desgaste discutido nesse tópico podem ser observados em figura 2.

Figura 2 - Classificação do desgaste abrasivo segundo o nível de esforços



Fonte: Metso (2011)

3.1.1.3 Classificação do desgaste pelo nível de severidade

A classificação proposta por Gates (1998) distingue o desgaste abrasivo pela severidade do processo. Utilizando-se de alguns aspectos da classificação alto e baixo esforço e goivagem; os regimes moderado, severo e extremo relacionam-se com o tamanho e forma do abrasivo, nível de tensão no contato e mecanismos de desgaste predominantes, conforme tabela 1.

Tabela 1 - Classificação do desgaste de acordo com o nível de severidade

Situação típica	Modo de desgaste abrasivo		
	Moderado	Severo	Extremo
Tamanho do abrasivo	Pequeno	Médio	Grande
Restrição	Sem restrição	Parcial	Forte restrição
Forma do abrasivo	Arredondada	Aguda	Aguda
Nível de tensão de contato	Insuficiente para fratura da partícula	Suficiente para fraturar a partícula	Causa deformações macroscópicas ou fratura frágil no material desgastado
Mecanismo predominante	Microsulcamento	Microcorte	Microcorte/Microfratura
Termos equivalentes	- Abrasão por baixos esforços - Riscamento - A três corpos por baixos esforços	- Abrasão por altos esforços - Moagem (<i>grinding abrasion</i>) - A três corpos por altos esforços - A dois corpos por baixos esforços	- Britagem (<i>gouging abrasion</i>) - A dois corpos por altos esforços

Fonte: Adaptado de Gates (1998)

3.1.2 Mecanismos de desgaste

Na literatura, especificamente no livro de Stachowiak e Batchelor (2006), quatro mecanismos são citados: deformação plástica, fadiga, arrancamento de grãos “*grain*

pull-out” e fratura. Entretanto, uma distinção mais simples pode ser feita: desgaste abrasivo por deformação plástica e por fratura frágil (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

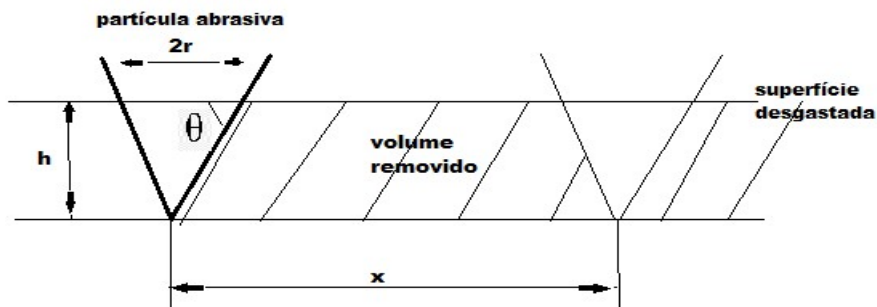
3.1.2.1 Deformação plástica

O contato entre partícula abrasiva e material relativamente dúctil pode provocar a formação de sulcos – não necessariamente envolvendo perda de material – e deslocamento de massa em forma de cavacos (PENAGOS, 2016).

Rabinowicz (1995) apresenta um modelo para ilustrar o processo de deformação plástica (figura 3). A fim de facilitar cálculos matemáticos, o modelo é baseado em uma partícula abrasiva cônica, de ângulo θ , deslizando sobre a superfície de dureza p sob uma carga ΔL e área de contato ΔA :

$$\Delta L = p * \Delta A = p * \pi r^2 \quad (1)$$

Figura 3 - Modelo de desgaste causado por partícula abrasiva cônica



Fonte: Adaptado de Rabinowicz (1995)

A área projetada no plano vertical de penetração do cone é rh . Logo, quando o cone move em uma distância dx , removerá um volume dV dado por:

$$dV = \frac{\Delta L * \tan \theta * dx}{\pi * p} \quad (2)$$

Integrando a equação, tem-se que o V removido é:

$$V = \frac{\Delta L * \tan \theta * X}{\pi * p} \quad (3)$$

A equação acima representa o volume desgastado por todas as partículas presentes no material. O termo $\tan \theta$ é a média θ de todos os cones. É conveniente expressar a equação acima de outra forma:

$$V = \frac{\Delta L * K * X}{p} \quad (4)$$

O K representa uma constante de proporcionalidade que varia de acordo com o sistema de desgaste (dois ou três corpos), materiais envolvidos e tamanhos das partículas. Rabinowicz (1995) salienta que o modelo é apenas uma simplificação. Na realidade, ainda segundo Rabinowicz (1995), a taxa de remoção de material tende a ser menor do que a calculada pela fórmula. Algumas partículas podem não conseguir realizar o corte do material ou mesmo o material pode ser cortado e formar aglomerados de detritos ao longo das superfícies de desgaste.

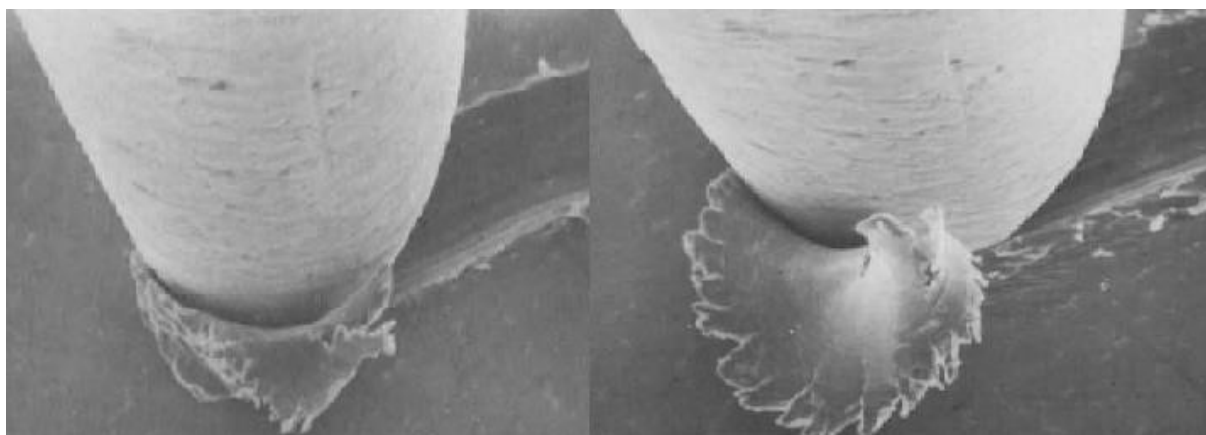
Apesar de haver diversas formulações para o processo de desgaste abrasivo, parece estar bem estabelecido que o volume de material removido é proporcional a carga aplicada e a distância percorrida pelo material abrasivo. A fórmula ainda demonstra uma relação inversamente proporcional à dureza do material; materiais puros em geral se comportam dessa forma, porém ligas costumam exibir um comportamento complexo em relação a essa propriedade (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; RABINOWICZ, 1995).

O agente abrasivo pode deformar o material de tal maneira que apenas uma parte do corpo é removida da área desgastada ou até mesmo nenhum material é deslocado. No modo de desgaste por microcorte, o material desgastado é direcionado através da zona de cisalhamento gerada entre o material abrasivo e o corpo e flui pela face frontal da partícula formando uma lasca. Já no sulcamento, o material não é removido da superfície, ele se desloca por baixo da partícula.

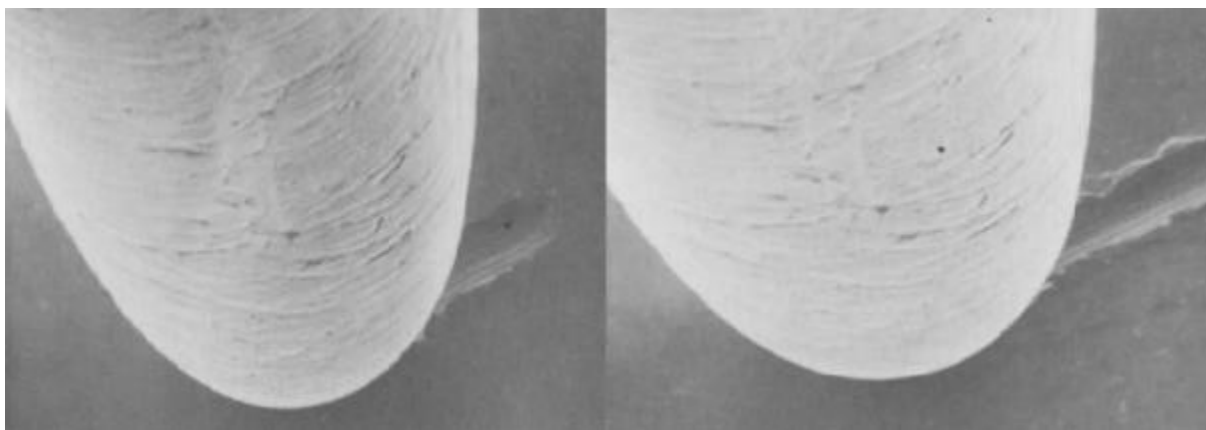
Finalmente, no terceiro modo de desgaste, chamado de deslocamento de proa, deslizamento limitado ou mesmo completa adesão é encontrado entre a face frontal da partícula e uma proa deslocada do material. Essa proa se desenvolve e é destacada do corpo pela ação cisalhante do abrasivo em uma sequência continua

(HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Os modos de deformação são dependentes do grau de penetração do abrasivo, força de cisalhamento e dureza do material (HOKKIRIGAWA; KATO, 1988). Na figura 4, os três modos de deformação são apresentados.

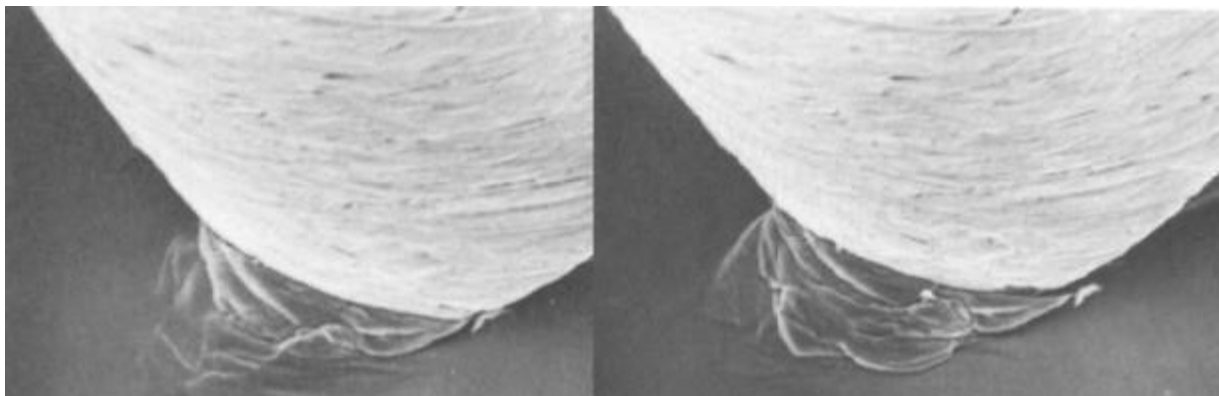
Figura 4 - Modos de deformação em um ensaio de desgaste com pino de aço



a) Microcorte em peça de latão



b) Sulcamento em uma peça de latão



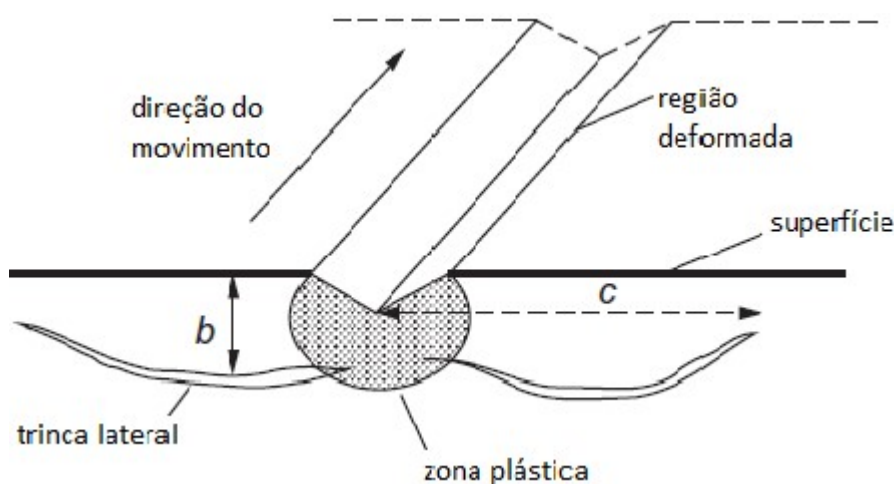
c) Formação de proa em uma peça de aço inoxidável

Fonte: Hokkirigawa, Kato (1988)

3.1.2.2 Fratura Frágil

Para materiais frágeis, o desgaste mais comum é pela formação e propagação de trincas. Um modelo conhecido para o desgaste abrasivo de materiais frágeis é apresentado na figura 5, baseado na remoção de material por trincas laterais. Enquanto o material é desgastado formando sulcos em sua superfície, trincas laterais crescem em direção a superfície livre desde a base da região deformada (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

Figura 5 - Remoção de material por trincas laterais formadas



Fonte: Adaptado de Evans (1979) apud Hutchings e Shipway (2017)

A taxa de desgaste Q do modelo proposto é:

$$Q = a_2 \frac{w^{5/4} d^{1/2}}{A^{1/4} H^{1/2} Kc^{3/4}} \quad (5)$$

Onde a_2 é um número adimensional que depende do formato da partícula, w é a força normal aplicada no material, d é o diâmetro da partícula, A é a área de contato, H é a dureza do material e, finalmente, Kc é a tenacidade à fratura.

3.2 **Ferro Fundido branco de alto cromo**

Segundo Chiaverini (2008), os ferros fundidos têm importância fundamental para indústria devido à sua possibilidade de uso em diversas aplicações. Isso se deve às

características inerentes ao material como também propriedades adquiridas pela adição de elementos químicos e aplicação de tratamentos térmicos.

Logo, o estudo de ferros fundidos é importante para verificar possibilidades de melhorar propriedades mecânicas para determinadas aplicações. Este trabalho tem foco no ferro fundido branco de alto cromo com nióbio.

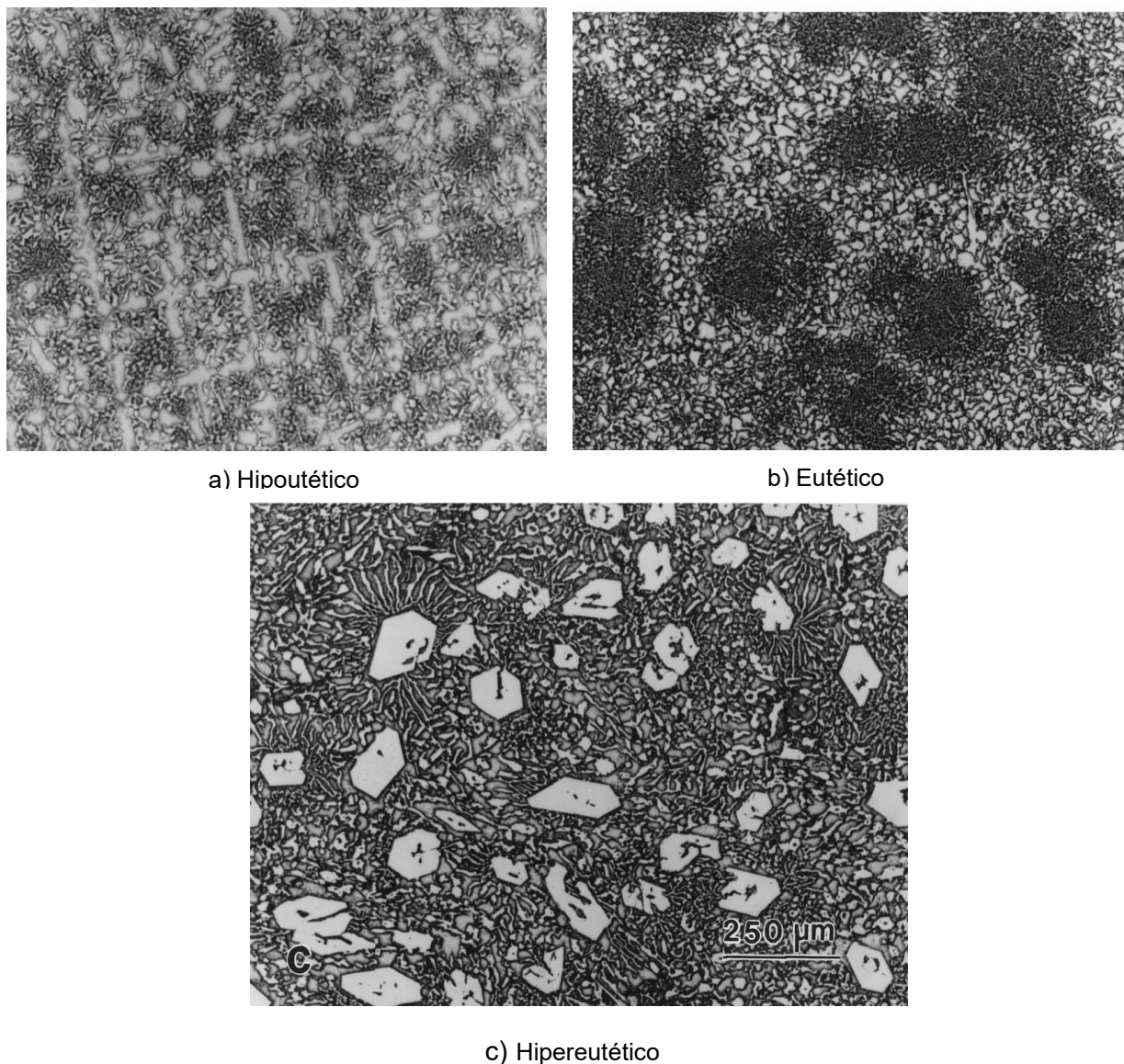
Segundo Tabrett et al. (1996), ferros fundidos de alto cromo são ligas contendo carbono (1,8 a 3,6 % em peso) e cromo (11 a 30 % em peso), com variações de molibdênio, manganês, níquel e outros elementos adicionais.

Essas ligas são compostas, tipicamente, de carbonetos primários e/ou eutéticos imersos em uma matriz austenítica, martensítica, perlítica ou outras composições derivadas da austenita (TABRETT et al. 1996, ABDEL-AZIZ et al. 2017). As ligas de ferro fundido branco alto cromo podem ser encontradas nas formas hipoeutética, eutética e hipereutética, representadas nas figuras 6 (a), (b) e (c) respectivamente.

Na liga hipoeutética (figura 6-a), verifica-se dendritas de austenita pró-eutética (área esbranquiçada) e composto eutético formado por austenita e carbonetos M_7C_3 com formatos de bastonetes e de lâminas. A liga eutética, figura 6(b), apresenta estrutura lamelar formada pelo eutético. Já a liga hipereutética, figura 76c), há presença de grandes carbonetos M_7C_3 primários em formas de lâminas e bastonetes em uma matriz eutética - austenita e M_7C_3 . (DOĞAN et al., 1997).

A excelente resistência ao desgaste e a alta dureza desse material são justificadas pela presença de carbonetos de cromo, principalmente M_7C_3 , que exibem alta dureza (ABDEL-AZIZ et al., 2017). A dureza e a elevada resistência ao desgaste conferem ao ferro fundido de alto cromo aplicações em indústrias cerâmicas, mineradoras e siderúrgicas.

Figura 6 - Microestruturas de ferro fundido branco no estado bruto de fusão com 26%Cr



Fonte: Doğan, Hawkg, Laird (1997)

Características microestruturais dos carbonetos e da matriz podem ser significativamente alteradas pela adição de elementos de liga - molibdênio, vanádio, nióbio - e por tratamentos térmicos (SCANDIAN et al., 2009). A alteração da microestrutura leva, conseqüentemente, a uma mudança nas propriedades mecânicas do material. Na tabela 2, pode-se observar algumas classes para as diferentes composições químicas do ferro fundido branco segundo a ASTM A532.

Tabela 2 - Composição química de ferro fundido para resistência à abrasão

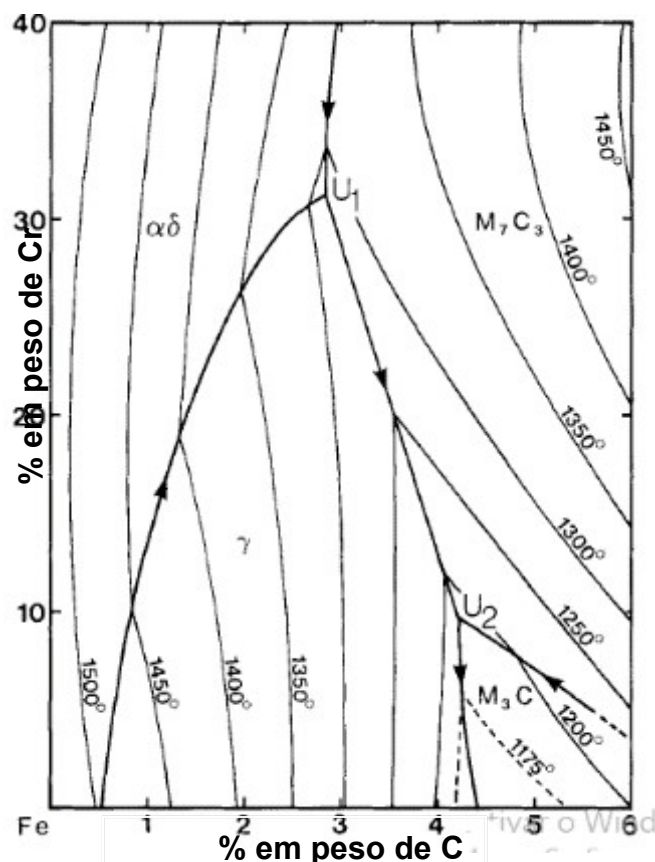
Classe	Tipo	Descrição	Composição química %								
			C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
I	A	Ni-Cr-Hc	2,8- 3,6	0,0- 2,0	0,0- 0,8	3,3-5,0	1,4- 4,0	0,0- 1,0	-	0,0- 0,3	0,0-0,15
I	B	Ni-Cr-Lc	2,4- 3,0	0,0- 2,0	0,0- 0,8	3,3-5,0	1,4- 4,0	0,0- 1,0	-	0,0- 0,3	0,0-0,15
I	C	Ni-Cr-Gb	2,5- 3,7	0,0- 2,0	0,0- 0,8	4,0	1,0- 2,5	0,0- 1,0	-	0,0- 0,3	0,0-0,15
I	D	Ni-Hi-Cr	2,5- 3,6	0,0- 2,0	0,0- 2,0	4,5-7,0	7,0- 11,0	0,0- 1,5	-	0,0- 0,10	0,0-0,15
II	A	12% Cr	2,0- 3,0	0,0- 2,0	0,0- 1,5	0,0-2,5	11,0- 14,0	0,0- 3,0	0,0- 1,2	0,0- 0,10	0,0-0,06
II	B	15%Cr- Mo	2,0- 3,3	0,0- 2,0	0,0- 1,5	0,0-2,5	14,0- 18,0	0,0- 3,0	0,0- 1,2	0,0- 0,10	0,0-0,06
II	D	20%Cr- Mo	2,0- 3,3	0,0- 2,0	1,0- 2,2	0,0-2,5	18,0- 13,0	0,0- 3,0	0,0- 1,2	0,0- 0,10	0,0-0,06
III	A	25% Cr	2,0- 3,3	0,0- 2,0	0,0- 1,5	0,0-2,5	23,0- 30,0	0,0- 3,0	0,0- 1,2	0,0- 0,10	0,0-0,06

Fonte: Adaptado de ASTM A532 (2014)

3.2.1 Solidificação da Microestrutura

O estudo das fases do sistema ternário Fe-Cr-C já é desenvolvido a bastante tempo devido à sua representatividade no meio dos ferros fundidos. Trabalhos como o do Jackson (1970) foram extremamente importantes para o entendimento da solidificação da superfície líquida desse sistema. Posteriormente, Thorpe e Chicco (1985), com o uso de técnicas mais apuradas e materiais mais puros, aprimoraram o trabalho de Jackson (1970). A superfície líquida do sistema ternário Fe-Cr-C pode ser observada na figura 7.

Figura 7 - Superfície líquida do sistema Fe-Cr-C



Fonte: Adaptada de Thorpe e Chicco (1985)

Na figura 8, os carbonetos são referidos pelas abreviações usuais: $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C} - \text{M}_3\text{C}$ e $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3 - \text{M}_7\text{C}_3$. A composição e proporção desses carbonetos também é alterada pela relação Cr/C e por adição de outros elementos químicos. No caso, o cromo tem a função de impedir a formação de grafita e estabilizar e compor os carbonetos (ABDEL-AZIZ et al., 2017).

A superfície líquida do sistema Fe-Cr-C no trabalho realizado por Thorpe e Chicco (1985) demonstra que os ferros fundidos brancos de alto cromo comerciais, com 11-30% em peso de Cr e 2 – 3% em peso de C, tendem a se solidificar dentro do campo da austenita primária (γ). Durante a solidificação, dendritas de austenita (austenita pró-eutética) se formam até atingir a temperatura da reação eutética (U1-U2), descrita na equação (TABRETT et al., 1996):



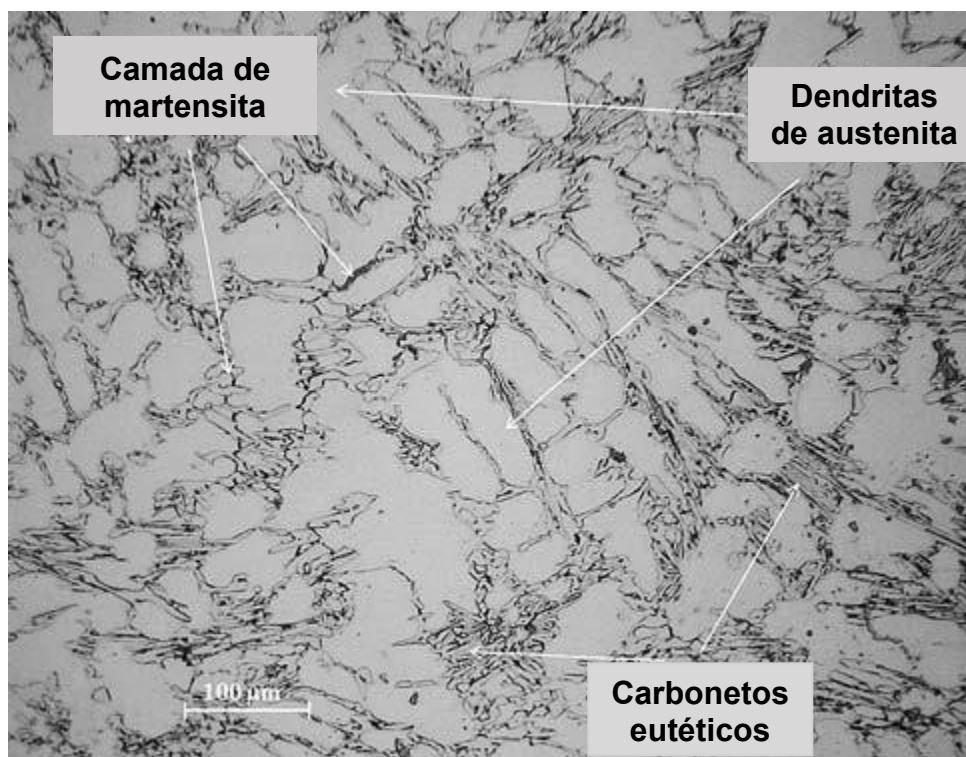
Onde M_7C_3 é o carboneto eutético que confere a dureza elevada para o material, entre 1200 e 1800 HV, logo a morfologia e a proporção desse carboneto é muito importante para o controle de propriedades mecânicas da liga (ABDEL-AZIZ et al., 2017). A porção líquida que não se solidifica durante a reação eutética passa pela reação peritética descrita a seguir (TABRETT et al., 1996):



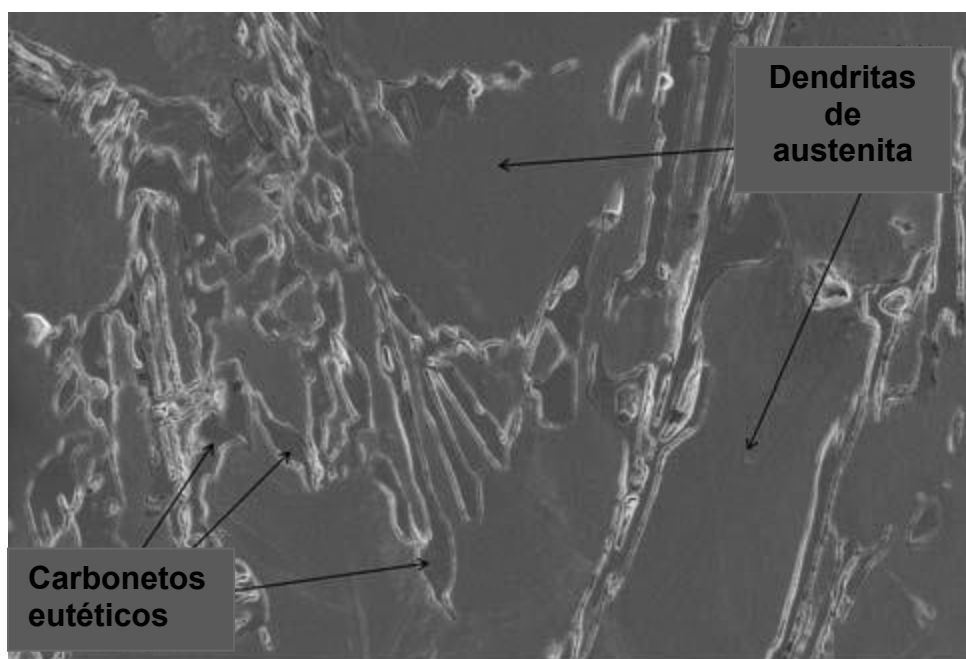
Essa reação é reprimida à medida que M_3C se forma ao longo da superfície dos carbonetos M_7C_3 , que inibem o contato entre os carbonetos M_7C_3 e o líquido (TABRETT et al., 1996). Outra informação importante obtida a partir do gráfico é que à medida que o teor de cromo da solução aumenta, a quantidade de carbono na composição eutética da liga diminui (TABRETT et al., 1996). Por exemplo, 15% de concentração de cromo em peso tem uma composição eutética entre 3,6 e 3,8% de carbono; já para 25% de cromo, a concentração de carbono cai entre 3,2 e 3,5% de carbono. Abaixo de 10% de cromo em peso, a reação eutética descrita na equação 1 deixa de ocorrer e um novo tipo de carboneto se forma, o M_3C , que possui uma dureza de aproximadamente 1000 HV (ABDEL-AZIZ et alii 2017, TABRETT et al., 1996).

No trabalho de Karantzalis et al. (2009b), no qual foi utilizado uma liga bruta de fusão de ferro fundido alto cromo hipoeutético, mostra de forma clara a microestrutura da liga de ferro fundido alto cromo de acordo com a descrição feita do sistema Fe-Cr-C por Tabrett et al (1996) e Thorpe e Chicco (1985). Nas figuras 8 (a) e (b) é possível notar dendritas de austenita pró-eutética e carbonetos eutéticos (M_7C_3) em forma de placas aciculares. Na figura 8(a), também pode ser observado uma camada fina e escura ao redor dos carbonetos eutéticos, formada por martensita.

Figura 8 - Análise microestrutural da liga bruta de fusão de um FFAC



a) Microscopia óptica



b) Microscopia eletrônica de varredura

Fonte: Adaptada de Karantzalis et al. (2009b)

A martensita é formada devido à temperatura de início da formação da martensita estar acima da temperatura do ambiente (M_s). A quantidade de carbono, elementos de liga na matriz e a velocidade de resfriamento influenciam diretamente no M_s do

material (KARANTZALIS et al., 2009b; TABRETT et al., 1996). A matriz também pode ser formada por perlita e bainita, também devido à porcentagem de carbono, elementos de liga e velocidade de resfriamento.

3.2.2 *Influência de elementos químicos*

A relação cromo e carbono tem efeito considerável na temperabilidade das ligas de ferro fundido branco de alto cromo. A interação entre Cr e C na solução induz a formação de carbonetos, aumentando a temperatura de início de formação de martensita da matriz (TABRETT et al., 1996; LAIRD II; POWELL, 1993,).

A fração de carbono e cromo no FFAC foi estudada por Doğan et al. (1997). Neste trabalho, foram avaliadas duas ligas, com 15 e 26% Cr, de diferentes teores de carbono. Nas duas ligas, a quantidade Cr na matriz decresceu com o aumento de carbono. Isso se deve a formação de um maior volume de carbonetos primários contendo Cr. Para o ferro fundido branco de 15% de Cr, a liga hipoeutética conteve 7% de Cr na matriz, enquanto a liga hipereutética 5%, aproximadamente. Para o material de 26% Cr em peso, as dendritas de austenita pró-eutética na liga hipoeutética retiveram em torno de 16% de Cr, enquanto para a amostra com maior concentração de carbono apresentou aproximadamente 11,5% de Cr em sua matriz.

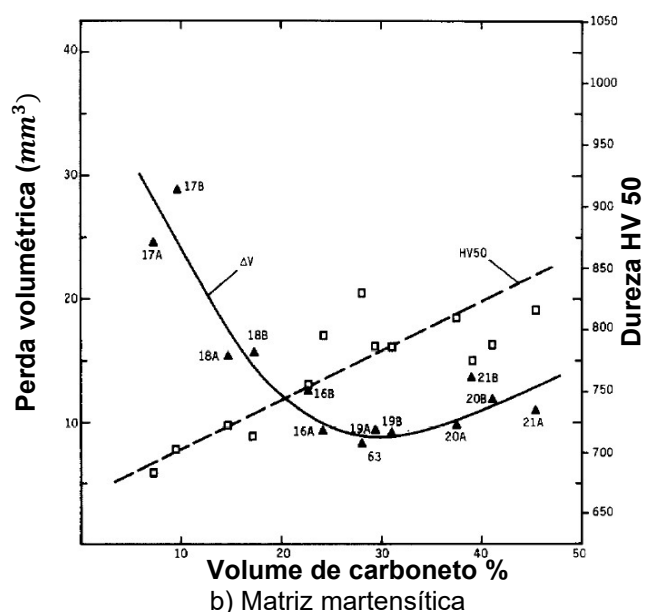
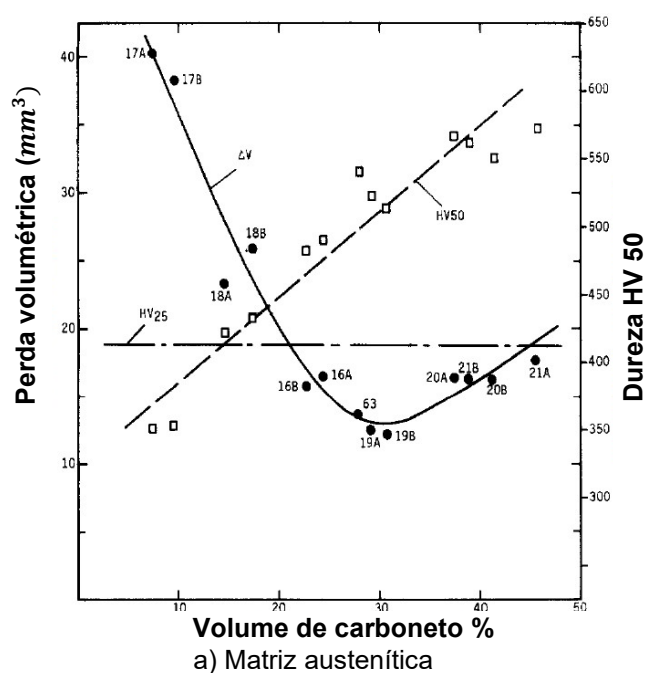
A maior porcentagem Cr na matriz impede a formação de martensita, já que aquele elemento atua como elemento estabilizante da austenita (LAIRD II e POWELL, 1993). Outro efeito do cromo é na capacidade de resistência à corrosão. Maiores concentrações de cromo aumentam a resistência à corrosão do material, propriedade desejável quando se utiliza ferros fundidos brancos de alto cromo (DOĞAN, HAWKG, LAIRD, 1997).

Doğan et al. (1997) relatou também que a influência da porcentagem de carbono na quantidade volumétrica de carbonetos foi muito maior que a influência da quantidade de cromo, resultado que está de acordo com trabalhos anteriores apresentados, como: Maratray e Usseglio-Nanot (1971) e Tong et al. (1990) apud. Doğan et al.

(1997), apesar das ligas destes trabalhos apresentarem teores maiores de Molibdênio, um elemento que também influencia na fração volumétrica de carbonetos.

A fração volumétrica de carbonetos foi estudada no trabalho de Zum Gahr e Eldis (1980) sobre ferros fundidos brancos com Cr e Mo. Avaliou-se a influência do volume total de carbonetos na dureza e resistência a abrasão nas matrizes austenítica e martensítica. Pode-se observar os resultados obtidos pelos autores na figura 9.

Figura 9 - Desgaste de microestrutura pela fração de carboneto volumétrico



Fonte: Zum Gahr e Eldis (1980)

Nos dois tipos de matrizes avaliadas, a dureza do material aumentou proporcionalmente com o volume de carbonetos. Essa variação da dureza foi mais acentuada na matriz austenítica, considerando a inclinação da reta. Até aproximadamente 30% de volume de carboneto, a perda de volume por desgaste abrasivo decresceu com aumento do volume de carboneto total da amostra testada. Acima de 30% de concentração de carboneto, o ferro fundido das duas microestruturas começou a perder resistência ao desgaste.

O Molibdênio é um elemento comumente aplicado nas ligas de ferro fundido branco. Adicionado entre 0,5 e 3,5%, age suprimindo a formação de perlita e aumentando a dureza ao inibir formação de carbonetos secundários durante o resfriamento (TABRETT et al., 1996).

A adição de molibdênio permite o surgimento de carbonetos específicos, M_6C e Mo_2C . Mello (1983) correlacionou o aparecimento desses carbonetos durante a solidificação com a razão Cr/C. Para o fator Cr/C de aproximadamente 5, carbonetos Mo_2C são formados. Já para as amostras com fatores de aproximadamente 10, M_6C são identificados na microestrutura.

Em um estudo recente de Imurai et al. (2014), avaliou-se o efeito da adição de Molibdênio, em uma liga com relação Cr/C de aproximadamente 10, nas quantidades: 0, 1, 6, 10%. As durezas obtidas (HV_{30}) foram: 495, 514, 542 e 674, respectivamente. Os principais fatores para o aumento da dureza foram o aumento da concentração na solução sólida da matriz e formação de carbonetos M_6C e $M_{23}C_6$.

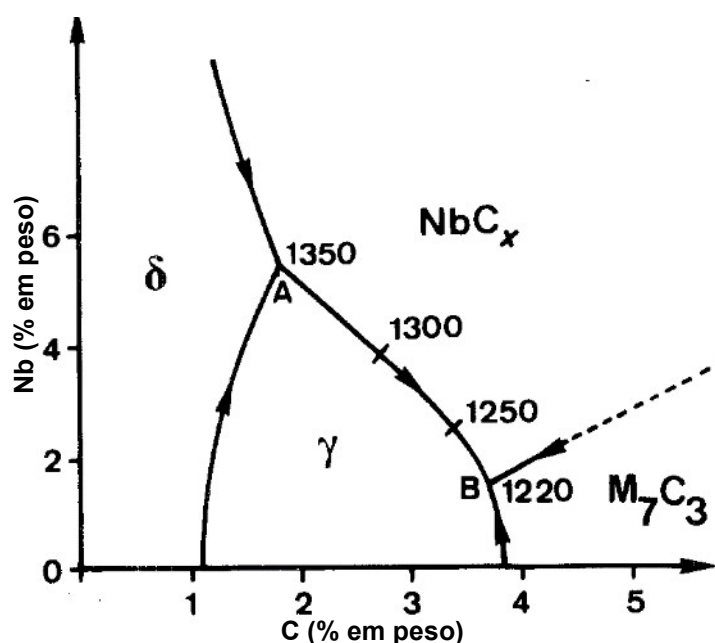
Níquel, cobre e manganês são outros elementos adicionados, até 2%, para aumentar a dureza e inibir a formação de perlita. Níquel e cobre são encontrados na matriz, enquanto o manganês pode ser encontrado parcialmente segregado nos carbonetos (LAIRD II; POWELL, 1993 apud TABRETT et al. 1996).

3.2.3 Ferro fundido alto cromo com adição de nióbio

A introdução de nióbio nas ligas FFAC resulta na formação de carbonetos NbC que apresentam maior dureza em relação a outros carbonetos, como o M_7C_3 , por exemplo (IBRAHIM et al., 2017; FILIPOVIC et al., 2013; CHEN et al., 1993). Consequentemente, o nióbio tem o potencial de promover aumento na dureza e resistência à abrasão do material.

Kesri e Durand-Charre (1987) foram um dos primeiros a estudarem a solidificação e transformações estruturais da liga de ferro fundido branco contendo nióbio. Para mais de 30 amostras, com diferentes concentrações de cromo (3,6 - 15%), carbono (1,6 - 3,6%) e nióbio (1 - 7%), foi identificada a formação de carbonetos NbC em blocos que aumentavam em quantidade à medida que o teor de nióbio e carbono também aumentavam. Foram encontrados baixos teores de nióbio nas matrizes. O nióbio compõe não só carbonetos NbC, mas também carbonetos M_7C_3 e M_3C . O diagrama do sistema Fe-C-Nb, para 15% de Cr, está exposto na figura 10.

Figura 10 - Diagrama do sistema Fe-C-Nb para 15% de Cr



Fonte: Kesri e Durand-Charre (1987)

Posteriormente, Chen et al. (1993) estudaram o efeito da adição de nióbio nas ligas FFAC. Notou-se o efeito do nióbio de refinar a microestrutura, o que torna o material

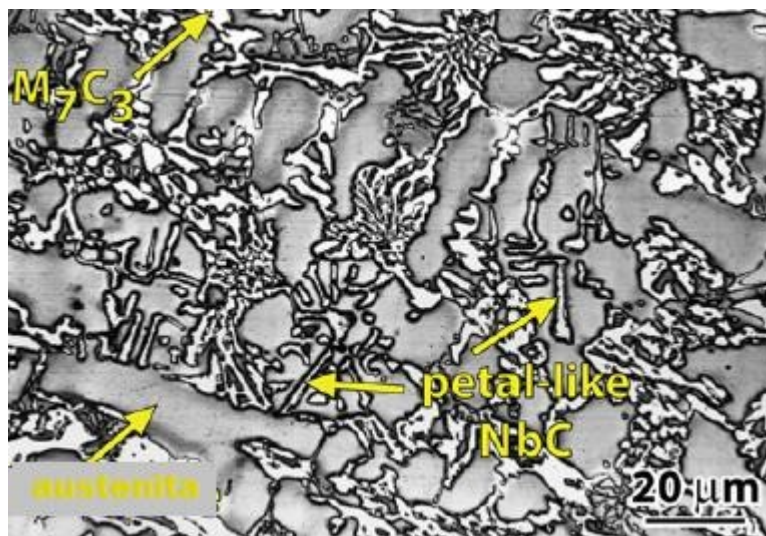
mais resistente à abrasão. Além disso, o nióbio possui a capacidade de reduzir a quantidade de carbonetos primários. Os carbonetos tipo MC formam primeiro na solidificação diminuindo a quantidade de carbono no líquido de fusão, carbonetos primários M_7C_3 tendem a diminuir em quantidade (ZHI; WANG, 2014; ZHI et al., 2007; CHEN et al., 1993).

Ao deslocar o ponto eutético para a direita, o material pode conter mais carbono sem o risco de se formar carbonetos frágeis. Observa-se, também, aumento de dureza na matriz e nos carbonetos M_7C_3 , que apresentam teores de Nb (ZHI et al., 2007; CHEN et al., 1993; KESRI; DURAND-CHARRE, 1987).

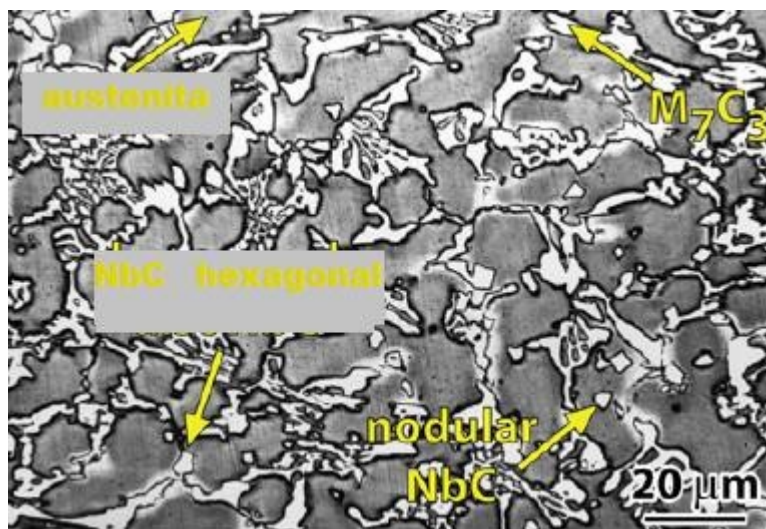
Filipovic et al. (2013) notou que a morfologia dos carbonetos NbC mudava de acordo com a concentração de Nb. Até 1%, os carbonetos apresentaram forma de pétalas (*petal-like*), entretanto, maiores teores de nióbio resultaram na formação de carbonetos em pétalas, nodulares e hexagonais, demonstrado na figura 11. Para concentrações superiores a 2,5% de Nb, dendritas de NbC também foram notadas.

Filipovic et al. (2013) ainda destacam o aumento da resistência a abrasão com o aumento da porcentagem de Nb mesmo com a diminuição da quantidade de carbonetos M_7C_3 . Carbonetos NbC apresentam maior resistência ao desgaste que os M_7C_3 . Além disso, o refinamento da microestrutura, tamanhos menores das dendritas de austenita primária e menores distâncias entre carbonetos, causada pela adição de nióbio, protegeu a matriz do ataque de partículas abrasivas (FILIPOVIC et al., 2013).

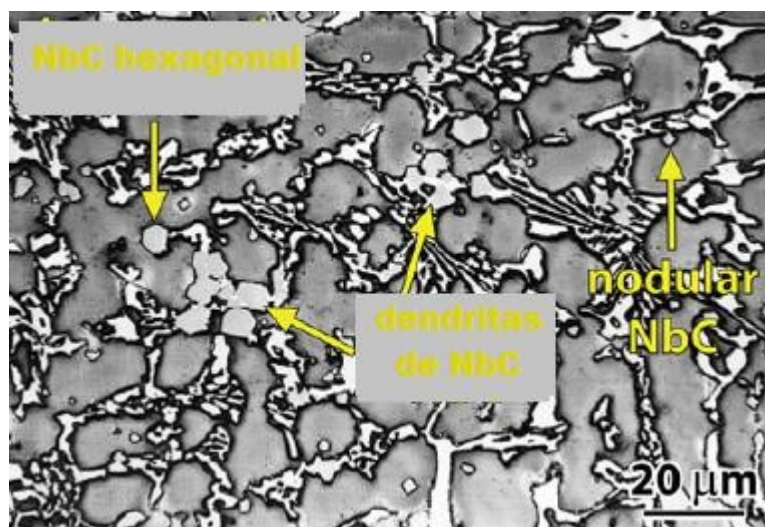
Figura 11 - Microestrutura da liga FFAC bruta de fusão com diferentes teores de Nb



a) 1,00% Nb



b) 1,63% Nb

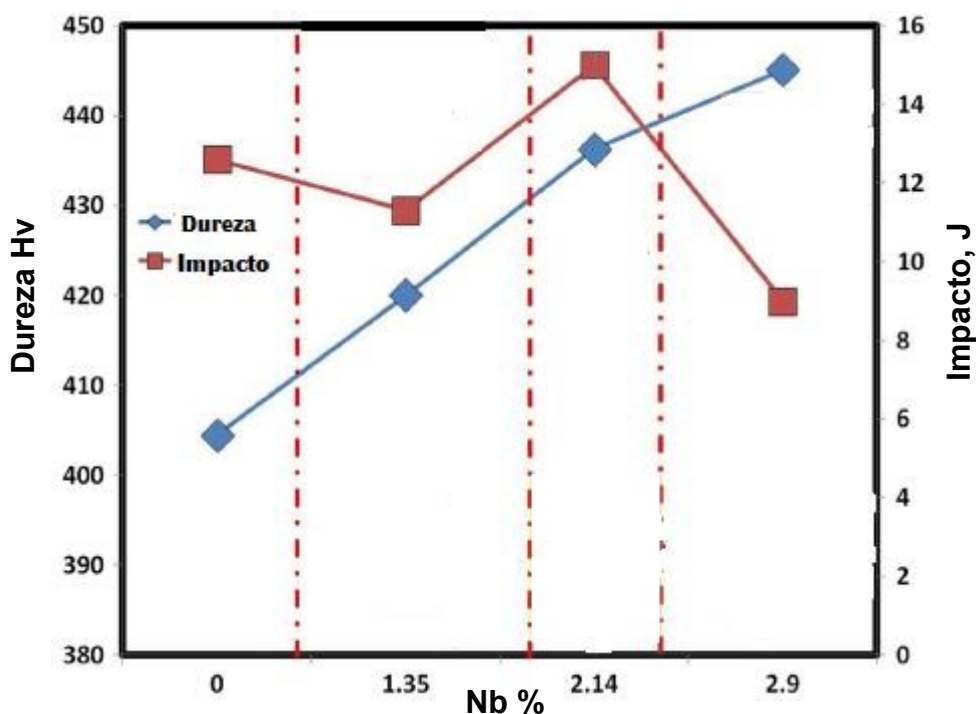


c) 3,17 % Nb

Fonte: Adaptado de Filipovic et al. (2013)

Em um estudo mais recente, Ibrahim et al. (2017) investigaram o efeito da adição de nióbio - 0%, 1,35%, 2,14% e 2,90% - em um FFAC, contendo 2,2% de C e 16,5% de Cr. De acordo com as pesquisas anteriores citadas acima, o aumento da concentração de nióbio ocasionou um refinamento gradual da microestrutura, resultou na formação de carbonetos NbC e em um decréscimo de carbonetos eutéticos. Ao alterar a microestrutura, o nióbio também influenciou nas propriedades mecânicas. A dureza e a resistência ao impacto em relação à concentração de nióbio podem ser observadas na figura 12.

Figura 12 - Influência do nióbio na dureza e resistência ao impacto

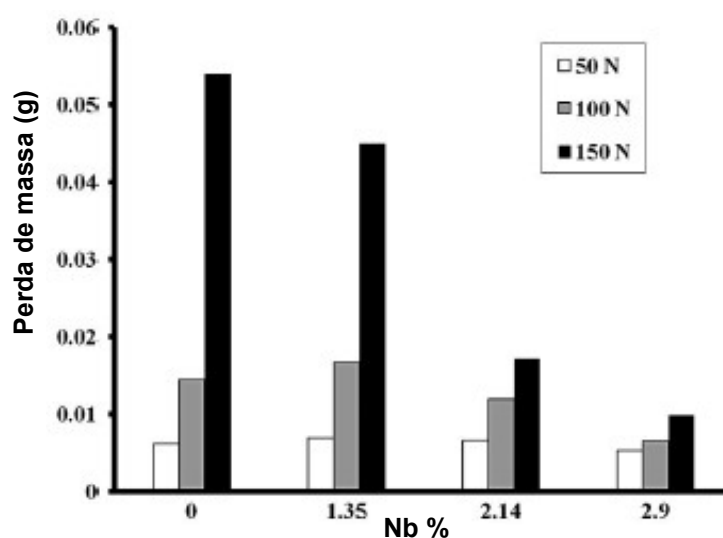


Fonte: Adaptado de Ibrahim et al. (2017)

O aumento da dureza está relacionado à presença dos carbonetos NbC, que aumenta à medida que a concentração de Nb aumenta. Em geral, para materiais metálicos, um aumento da dureza está diretamente ligado ao decréscimo de resistência ao impacto. No trabalho de Ibrahim et al. (2017), no entanto, os menores valores de resistência ao impacto foram obtidos para as concentrações de 1,35 e 2,9% de Nb. Os autores atribuem esse fenômeno a morfologia e tamanho das partículas de nióbio. O formato de agulha do NbC a 1,35% Nb e muito espessos com aglomerações a 2,9% Nb, segundo Ibrahim et al. (2017), tiveram efeito significativo na diminuição da resistência ao impacto.

Ibrahim et al. (2017) ainda avaliam a resistência ao desgaste do material com o teste pino sobre disco. Os resultados estão apresentados na figura 13, os valores representam a média de dois testes para cada condição. A adição de nióbio claramente aumentou o desempenho do material, sobretudo para a carga de 150N. Essa melhora na performance é atribuída à microestrutura refinada e presença de carbonetos NbC.

Figura 13 - Perda de massa pela concentração de nióbio



Fonte: Adaptado de Ibrahim et al. (2017)

3.3 Tratamento térmico do FFAC

Tratamentos térmicos nas ligas de ferro fundido de alto cromo são essenciais para alterar a microestrutura e, portanto, melhorar propriedades mecânicas para que esses materiais estejam mais adequados para aplicações individuais (ABDEL-AZIZ et al., 2017). O principal objetivo da maioria dos tratamentos em ferro fundido branco é desestabilizar a matriz austenítica de forma que, no resfriamento, se transforma em martensita (TABRETT et al., 1996).

Matriz martensítica, nos FFAC, é comumente obtida na própria solidificação do material. Entretanto, quantidades significativas de austenita estão presentes nessa solução. Para se obter maiores valores de dureza e resistência a abrasão, uma matriz

predominantemente martensítica deve ser produzida por meio de tratamento térmico (ABDEL-AZIZ et al., 2017).

3.3.1 Desestabilização

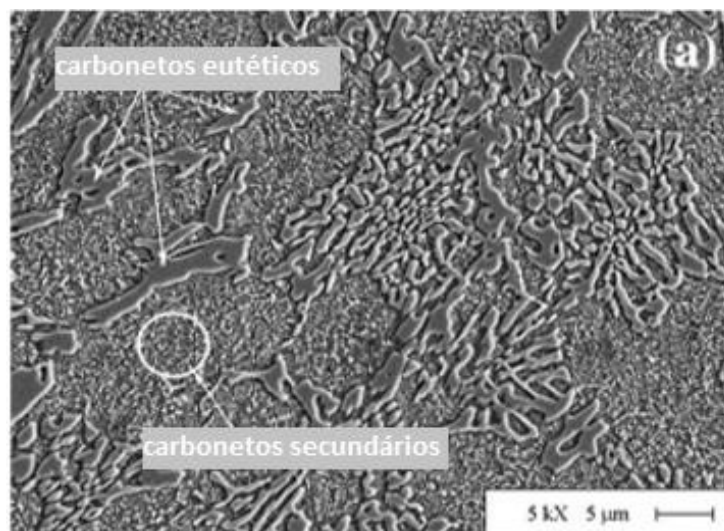
A desestabilização consiste em manter o material a uma faixa de temperatura de 920 a 1100°C em torno de 1-6h. Durante o processo, carbonetos secundários se precipitam reduzindo a quantidade de elementos de liga na matriz, em particular, de carbono. Com isso, a temperatura de início da formação da martensita (M_s) aumenta de forma que, no resfriamento, se obtenha uma matriz predominantemente martensítica (ABDEL-AZIZ et al., 2017; KARANTZALIS et al., 2009a; TABRETT et al., 1996).

Os tipos de carbonetos secundários encontrados, M_7C_3 , M_3C e $M_{23}C_6$, dependem da composição química e temperatura de desestabilização (KARANTZALIS et al., 2009b, TABRETT et al., 1996). Os carbonetos secundários também influenciam na resistência a abrasão do material fortalecendo a matriz martensítica; esta, por sua vez, fornece suporte mecânico para os carbonetos (ABDEL-AZIZ et al., 2017).

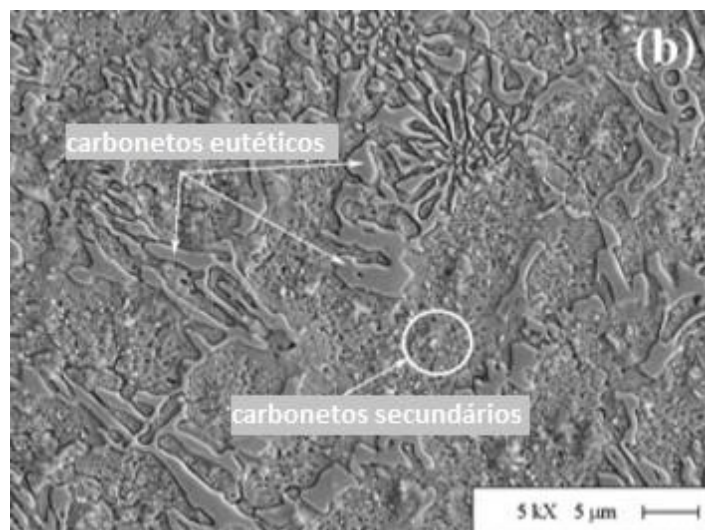
No trabalho realizado por Gasan e Erturk, avaliou-se um ferro fundido alto cromo hipoeutético (2,66% de C e 17,86% de Cr) desestabilizado a três temperaturas por duas horas e revenidas a 250°C por uma hora. O efeito de diferentes temperaturas de desestabilização é mostrado na figura 14.

Pode ser observado na figura 14 os tamanhos e distribuições de carbonetos eutéticos e carbonetos secundários precipitados a diferentes temperaturas. Na figura 14(a), os carbonetos secundários estão uniformemente distribuídos em pequenos tamanhos. Ao aumentar a temperatura, figuras 14(b) e 14(c), notou-se que a quantidade desses carbonetos diminui. Carbonetos eutéticos não foram afetados pelo tratamento, em acordo com Tabrett et al. (1996), que afirma que carbonetos eutéticos, no geral, não são afetados por tratamentos de desestabilização.

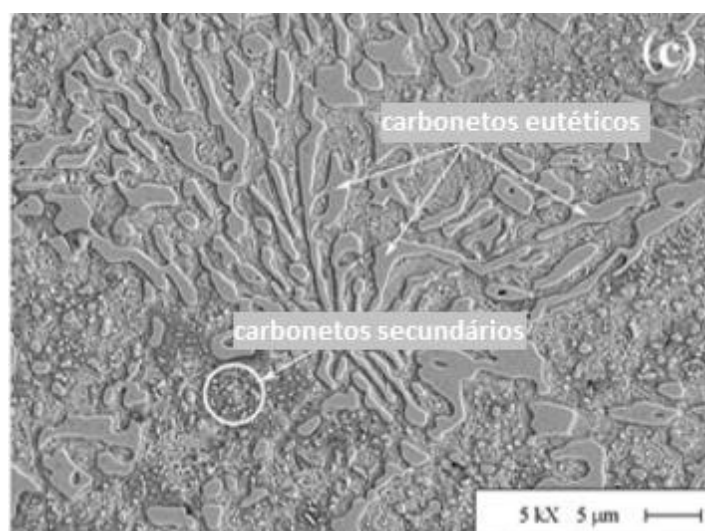
Figura 14 - FFAC tratado em diferentes temperaturas de desestabilização



a) 900°C



b) 1000°C



c) 1100°C

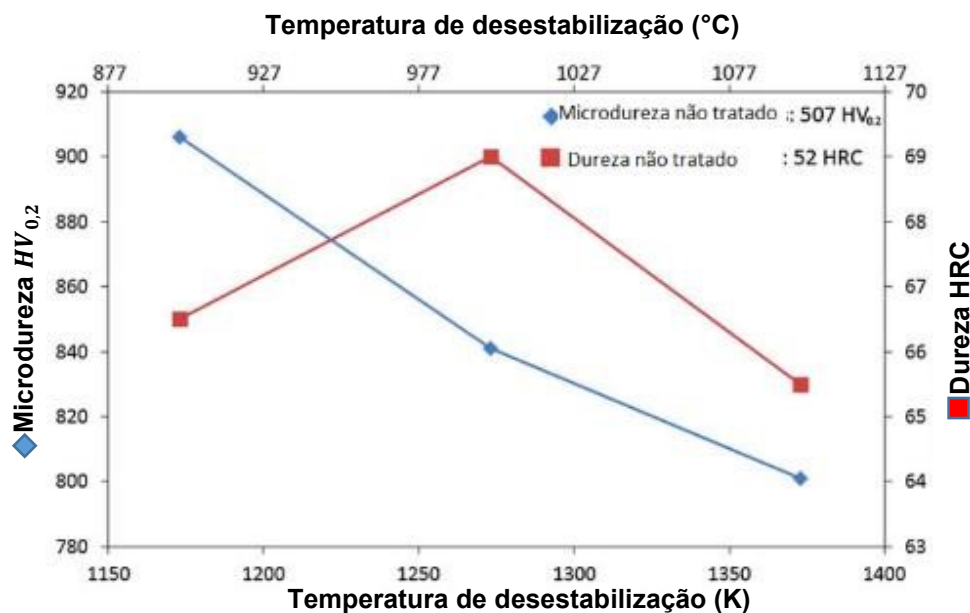
Fonte: Adaptado de Gasan e Erturk (2013)

Gasam e Erturk (2013) relataram que a quantidade de austenita retida aumentou - 1,26%, 4,61% e 5,02%- à medida que a temperatura de desestabilização foi aumentada -900°C, 1000°C e 1100°C-. Esse fenômeno é associado a solubilidade do carbono na austenita, como relatado por Maratray (1971) apud Tabrett et al. (1996). Para maiores temperaturas, a solubilidade de carbono na austenita é maior, isso reduz a formação de carbonetos e diminui a temperabilidade do material. Logo, se tem mais austenita retida.

Outro efeito a ser considerado, relatado por Maratray (1971) apud Tabrett et al. (1996), é a extensiva formação de carbonetos a temperaturas mais baixas, que induz a formação de martensita de baixo carbono e, logo, baixa dureza. Esses dois fenômenos são importantes a serem considerados quando se quer determinar uma temperatura ótima para desestabilização.

Ainda no trabalho realizado por Gasam e Erturk (2013), foram medidas a dureza e microdureza, mostradas na figura 15, nas amostras tratadas termicamente. Os valores apresentados no gráfico correspondem à média de dez medições. A microdureza caiu à medida que a temperatura de tratamento subiu, o que é provável consequência do aumento de austenita retida e de carbonetos secundários mais volumosos. A maior dureza registrada foi na amostra tratada a 1000°C, justamente a que obteve maior fração volumétrica de carbonetos - 36,44% contra 33,07% a 900°C e 32,42% a 1100°C -, demonstrando que o volume de carbonetos teve mais influência na dureza que a quantidade de martensita na matriz.

Figura 15 - Efeito das temperaturas de desestabilização na dureza

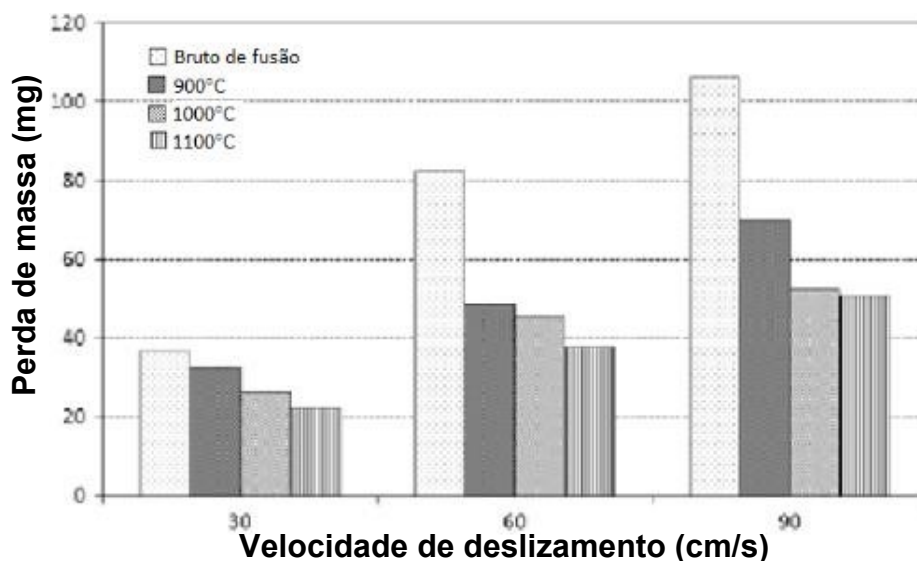


Fonte: Adaptado de Gasan e Erturk (2013)

É sabido que a resistência ao desgaste é resultado da combinação de dureza e tenacidade (GASAN; ERTURK, 2013); logo, níveis de austenita retida no material podem ser benéficos para a resistência ao desgaste abrasivo. Pode-se observar, na figura 16, o desgaste para o FFAC submetido a diferentes temperaturas de desestabilização. Foi utilizado o teste abrasivo pino sobre disco de carbeto de silício, com carga de 10N e velocidades de deslizamento de 30, 60 e 90 cm/s, percorrendo uma distância total de 1000 metros. Uma média de três medidas foi feita para cada condição de teste.

É perceptível, na figura 16, que o nível de desgaste diminui com o aumento da temperatura de desestabilização. Isso é atribuído a um maior volume de carbonetos, partículas de carbonetos maiores e maior porcentagem de austenita retida da matriz (GASAN; ERTURK, 2013). O bom desempenho da austenita é associado à sua ductilidade, dissipando a energia mecânica, introduzida pelo abrasivo, em um maior volume, o que inibe a formação e propagação de fraturas. Também é atribuído esse efeito da austenita retida pela sua capacidade de se transformar em martensita por deformação, aumentando a dureza do material (DOĞAN et al., 1997; TABRETT; SARE, 1997).

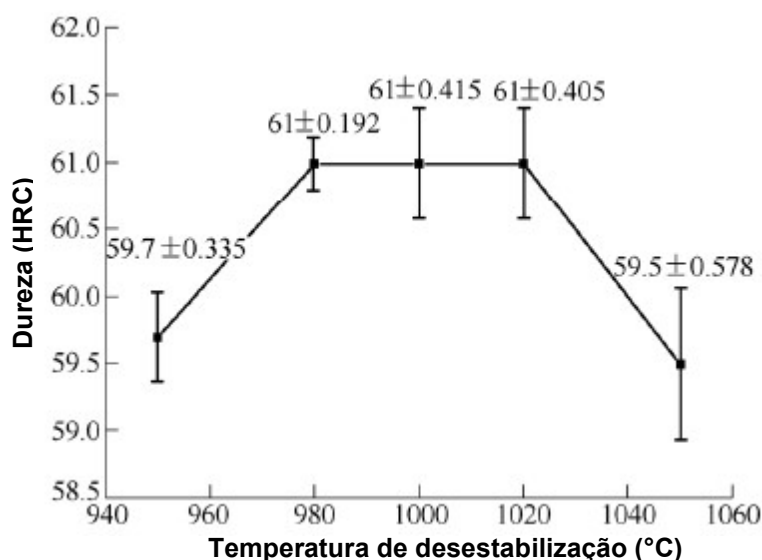
Figura 16 - Avaliação do desgaste em um FFAC sob diferentes temperaturas de desestabilização



Fonte: Adaptado de Gasan e Erturk (2013)

No trabalho de Zhou et. (2015), em uma liga FFAC, com 26% de Cr e 2,55% de C, foram testadas temperaturas de desestabilização de 950 a 1050°C por 2 horas, primeiramente recozidas a 650°C por duas horas. Os valores das medidas de dureza obtidas de acordo com a temperatura de desestabilização estão expostos na figura 17. A dureza aumenta para a amostra tratada a 980°C, se mantém constante e depois decresce para temperaturas acima de 1020°C.

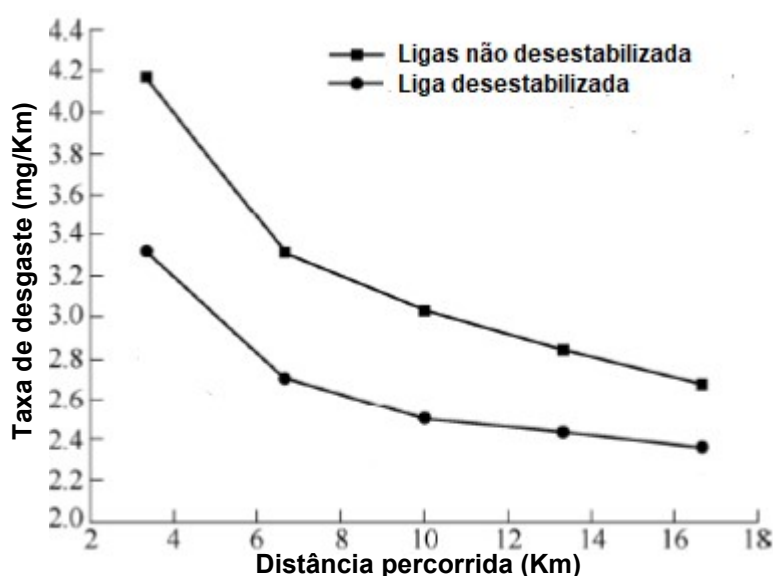
Figura 17 - Valores de dureza para diferentes temperaturas de desestabilização



Fonte: Zhou (2015)

Pode-se observar na figura 18, ainda no trabalho de Zhou et al. (2015), os valores de desgaste para uma amostra desestabilizada a 1000°C e uma amostra não desestabilizada. Foi realizado o ensaio de desgaste bloco sobre anel, com a velocidade constante de 31,0cm/s e carregamento de 98N. O tempo total do ensaio foi de 15 horas. Como descrito anteriormente, a estrutura martensítica confere maior resistência ao desgaste para o material, se comparado com uma estrutura predominantemente austenítica.

Figura 18 - Avaliação de desgaste para liga desestabilizada e não desestabilizada

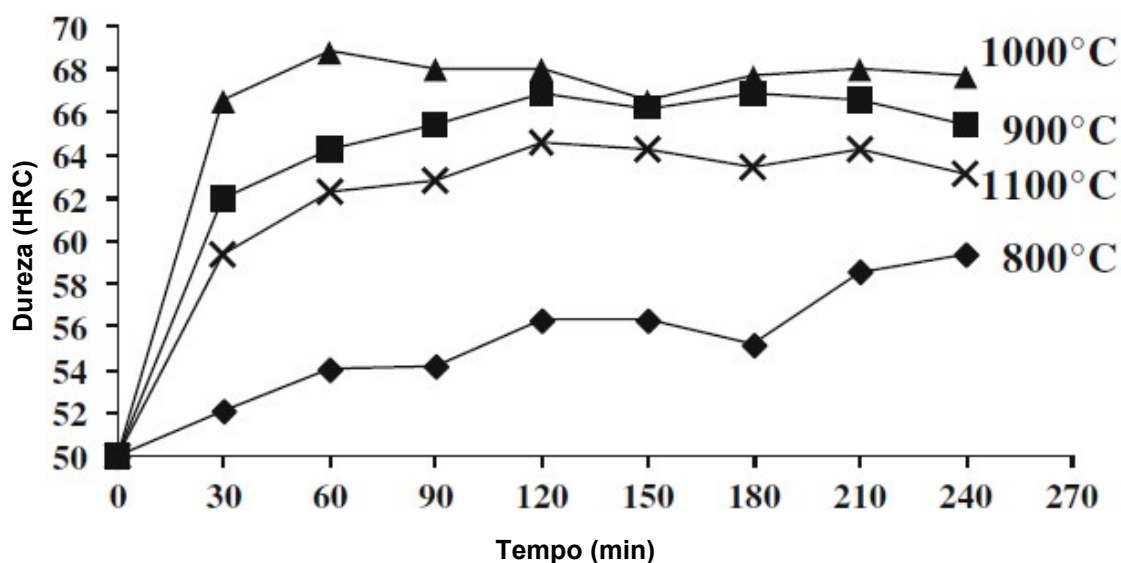


Fonte: Adaptado de Zhou (2015)

Karantzalis et al. (2009a) estudou o efeito da desestabilização em um ferro fundido branco alto cromo com 18,22% de Cr, 2,33% de C. As amostras foram submetidas a várias temperaturas e tempos de desestabilização, como mostrado na figura 19, e a dureza foi avaliada.

Karantizalis et al. (2009a) destacou que, a 800°C, a dureza da amostra cresceu quase que continuamente ao longo do tempo. Em relação às outras temperaturas, o material exibiu um comportamento similar: um crescimento rápido de dureza seguido de um crescimento gradual até um patamar de aproximadamente duas horas. Um pequeno decréscimo de dureza é observado para desestabilização acima de três horas. Independentemente do tempo, as menores durezas foram atingidas a 800°C e as maiores a 1000°C.

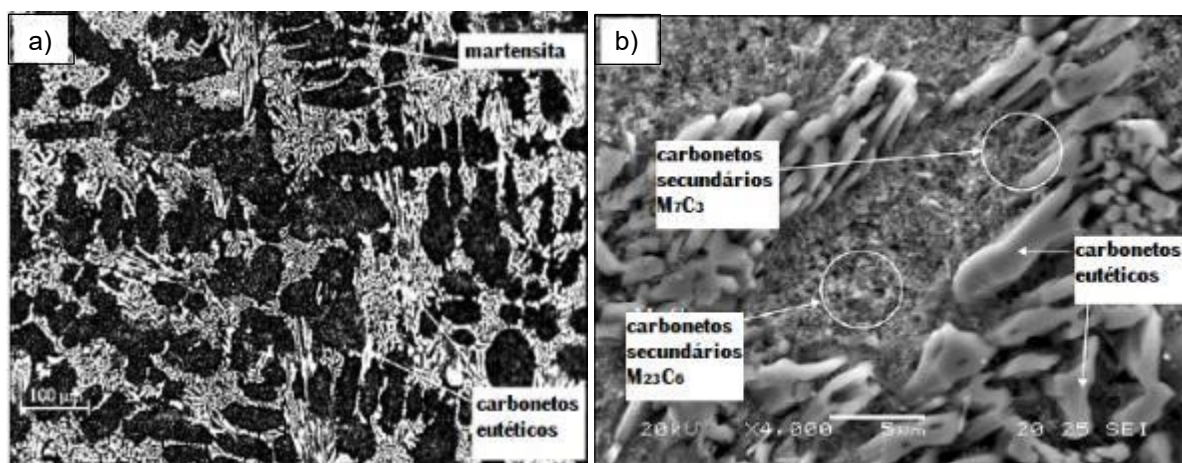
Figura 19 - Efeito do tempo e duração da desestabilização na dureza do FFAC



Fonte: Adaptado de Karantzalis et al. (2009a)

A microestrutura da amostra desestabilizada a 900°C pode ser analisada na figura 20(a). Há uma transformação completa das ilhas de austenita em martensita. Na figura 20(b), nota-se a presença de carbonetos secundários precipitados na forma de placas e bastonetes e dos tipos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ (estequiometria determinada pelo EDS).

Figura 20 - Microestrutura da amostra desestabilizada a 900°C por 180 minutos

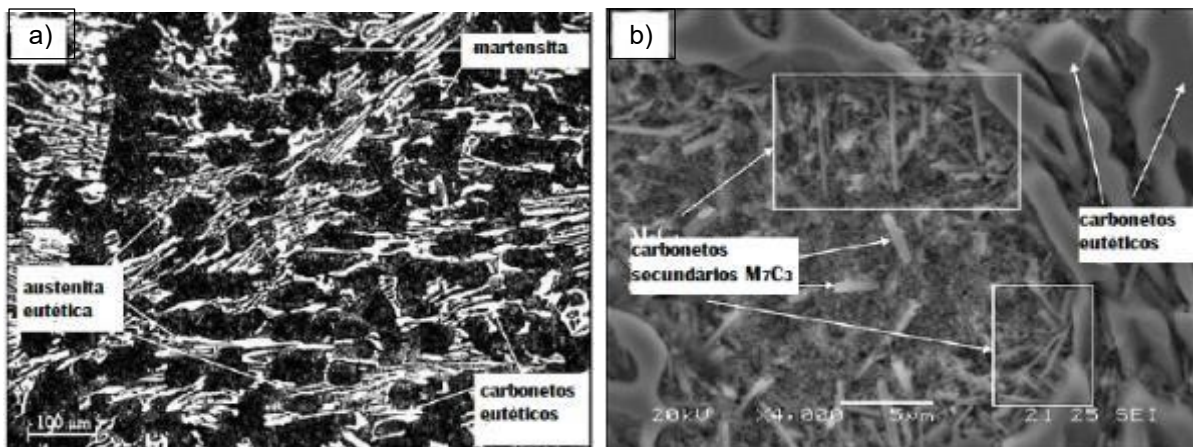


Fonte: Adaptado de Karantzalis et al. (2009a)

Após 180 minutos a 1000°C, é notado uma extensa formação de carbonetos secundários e um pequeno crescimento da fase austenítica ao redor do constituinte eutético (figura 21-a). Há, também, a presença de carbonetos secundários em forma

de agulha e bastonetes (figura 21-b) e com composição M_7C_3 (estequiometria determinada pelo EDS). Foi observado também carbonetos mais grosseiros (KARANTIZALIS et al., 2009a).

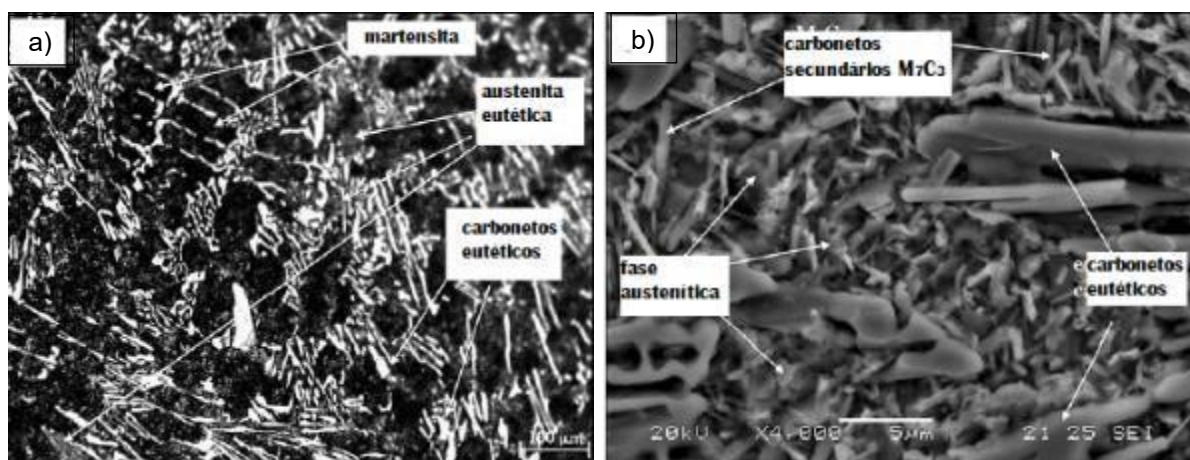
Figura 21 - Microestrutura da amostra desestabilizada a 1000°C por 180 minutos



Fonte: Adaptado de Karantzalis et al. (2009a)

A microestrutura da amostra desestabilizada a 1100°C por 180 minutos pode ser observada na figura 22. Há um aumento da fase austenítica e espessamento dos carbonetos secundários. Houve a formação de carbonetos secundários de estequiometria M_7C_3 , determinada pelo EDS, e formato de bastonetes (KARANTIZALIS et al., 2009a).

Figura 22 - Microestrutura da amostra desestabilizada a 1100°C por 180 minutos



Fonte: Adaptado de Karantzalis et al. (2009a)

Em relação ao tempo de desestabilização, Karantzalis et al. (2009a) salientaram que, para as temperaturas mais baixas, houve um aumento na quantidade e tamanho dos carbonetos secundários se comparados os tempos de 210 e 240 minutos com 30 minutos. Já na temperatura de 1100°C, a grande maioria dos carbonetos secundários se dissolveu na matriz austenítica com o aumento do tempo de desestabilização, resultando em uma matriz mais estável e menor transformação em martensita.

Karantzalis e al. (2009a) ainda correlacionaram a microestrutura com a dureza. A 900°C, um rápido crescimento de dureza é observado, o que indica que a precipitação de carbonetos secundários é mais intensa nos primeiros estágios do processo de desestabilização. A dureza, eventualmente, chega a um ponto ótimo, onde a quantidade, morfologia, estequiometria dos carbonetos secundários associados a martensita chegam a uma combinação ótima. Comportamento semelhante é verificado para as temperaturas de 1000°C e 1100°C, porém a dissolução de carbonetos secundários e subsequente estabilização a 1100°C são responsáveis por menores valores de dureza se comparado a 900°C e 1000°C. O decréscimo de dureza com a desestabilização prolongada (900°C, 1000°C, 1100°C) pode ser atribuído ao espessamento dos carbonetos e dissolução na matriz austenítica.

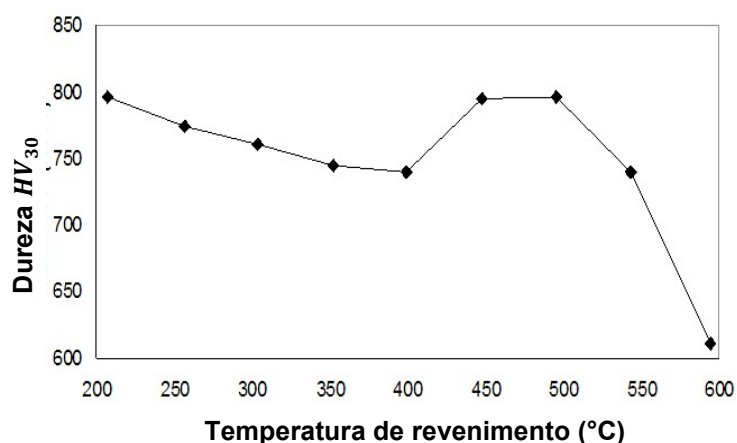
3.3.2 *Revenimento*

Temperaturas de revenimento variam, no geral, entre 200°C a 400°C, de duração entre 2 a 4h. Esse processo tem o importante efeito de restaurar tenacidade perdida na desestabilização e aliviar tensões residuais (ASM HandBook, 1991; ABDEL-AZIZ et al., 2017).

Segundo Maratray apud Tabrett et al. (1996), durante o tratamento de revenimento, podem ocorrer formação de carbonetos secundários, formação de perlita e/ou formação de ferrita. Geralmente, a formação de carbonetos secundários é desejada, diminuindo a porcentagem de carbono na austenita transformando-a em martensita durante o resfriamento. As transformações que ocorrem dependem da temperatura, tempo e composição química do material (TABRETT et al., 1996).

O efeito do revenimento na dureza de uma liga ferro fundido (20%Cr, 2%C e 1,7%Mo) pode ser observado na figura 23. Até por volta de 400°C, o revenimento do material ocorre levando uma pequena diminuição da dureza. Por volta de 450 a 500°C, há um súbito crescimento da dureza, provavelmente causado pela precipitação de carbonetos secundários e redução de austenita retida. Temperaturas acima de 600°C resultaram em redução drástica da dureza devido a decomposição da martensita em um produto de ferrita e carbonetos (PEARCE, 2002 apud ABDEL-AZIZ et al., 2017). Esses resultados são bastante parecidos com os encontrados por Zum Ghar e Doane (1980) e Tabrett e Sare (1997).

Figura 23 - Efeito do revenimento na dureza de um FFAC



Fonte: Adaptado de Pearce (2002) apud Abdel-Aziz et al. (2017)

No trabalho de Zhou et al. (2015), foram avaliadas a dureza e tenacidade das amostras fundida, desestabilizada e desestabilizada e temperada. Foram realizadas cinco medidas de dureza e três testes de tenacidade para cada condição e as médias dos valores dos testes estão dispostos na tabela 3. O revenimento aumentou consideravelmente a tenacidade havendo um pequeno decréscimo de dureza. A tenacidade é uma característica importante a ser considerada quando se avalia a resistência ao desgaste do material dependendo do mecanismo de desgaste em ação. O teste Charpy segundo a norma ASTM E23, foi realizado como meio de mensurar a tenacidade.

Tabela 3 - Dureza e tenacidade das amostras

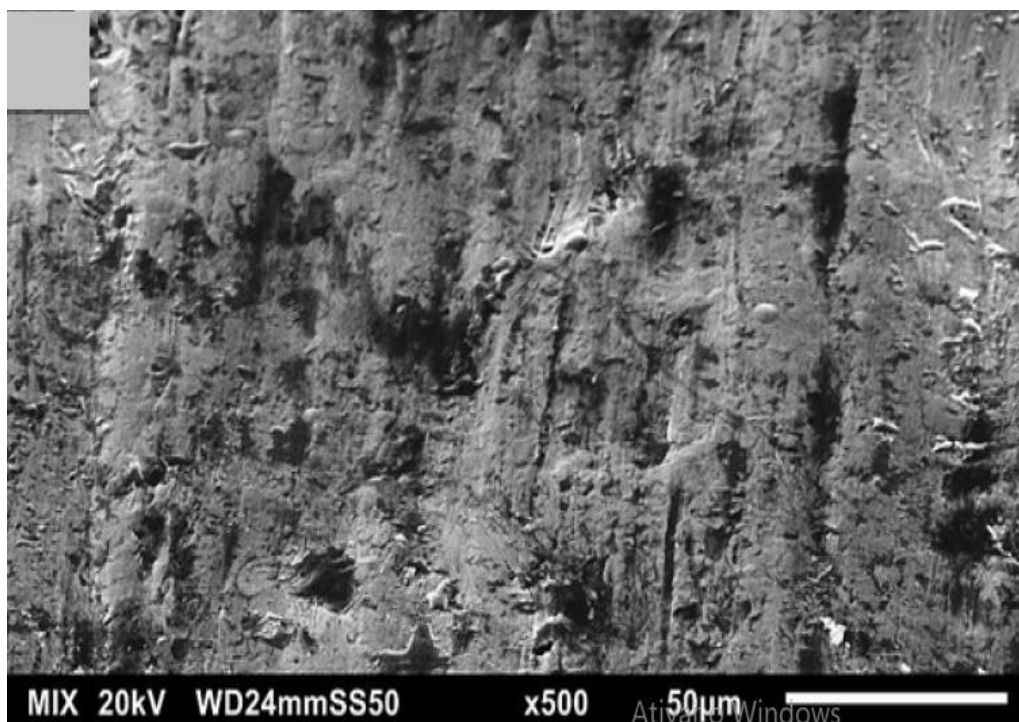
Amostras	Dureza (HRC)	Tenacidade ($J \cdot cm^{-2}$)
Fundida	50,6	1,96
Desestabilizada (1000°C)	61,0	1,24
Desestabilizada (1000°C) e Revenida a 400°C	60,0	2,12

Fonte: Adaptada de Zhou et al. (2015)

3.4 Desgaste pelo ensaio roda de borracha em ferros fundidos alto cromo

Penagos et al. (2015) trabalhou com desgaste, utilizando o ensaio roda de borracha, carga de 130N e 10 minutos, em um FFAC de 2,8% carbono e 18,8% de cromo. A imagem de um dos ensaios está ilustrada na figura 24.

Figura 24 - Superfície de FFAC desgastada pelo ensaio roda de borracha



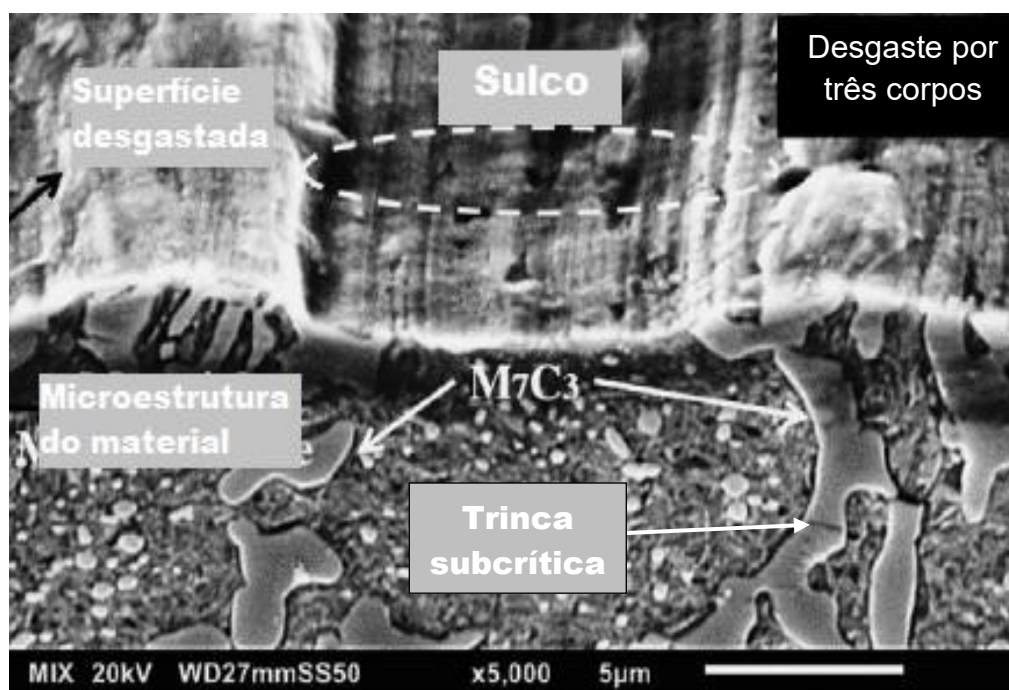
Fonte: Penagos et al. (2015)

Foi observada a combinação de deformação plástica por múltiplas microindentações e microcortes. Penagos et al. (2015) ainda salienta que, para as amostras de ferro fundido alto cromo com estruturas mais refinadas, a espessura dos sulcos é maior que os carbonetos e, devido a isso, os carbonetos não conseguem resistir à abrasão,

resultando em menor resistência ao desgaste do material. Carbonetos mais grosseiros podem ocasionalmente agir como barreira contra a ação de grãos abrasivos.

Na figura 25, são observados o desgaste provocado pelo ensaio na superfície e a microestrutura na sub-superfície desgastada. É notório o sulco causado pelo desgaste. Há também a presença de trinca subcrítica em um dos carbonetos.

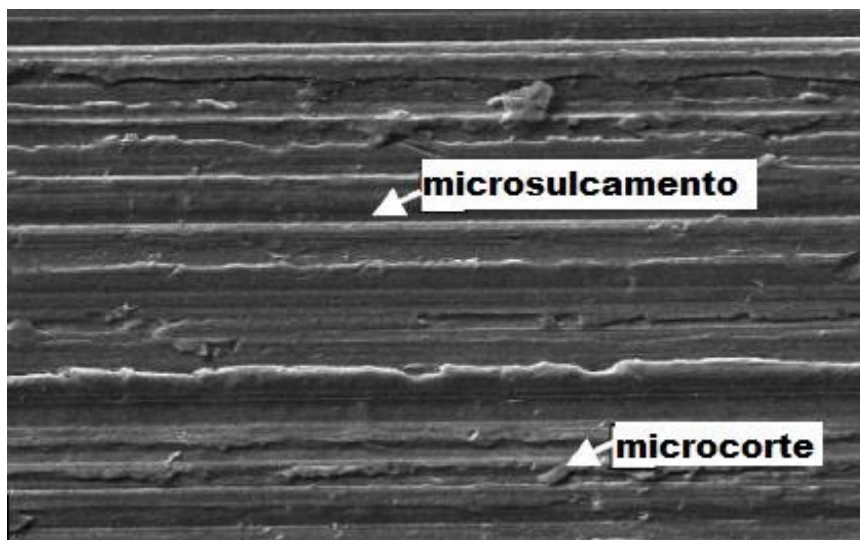
Figura 25 – Camada superficial de FFAC desgastada pelo ensaio roda de borracha



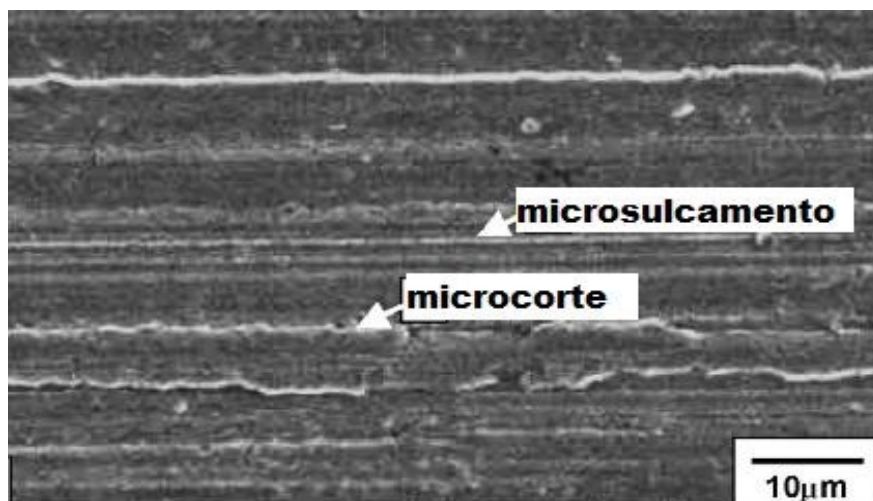
Fonte: Penagos et al. (2015)

Em um estudo sobre ferro fundido com 2,83% de C e 22,50% de Cr, Kasama (2004) testou a resistência ao desgaste do material pelo ensaio da roda de borracha, com a carga de 130N e 30 minutos. Verificou-se que, para ambas as condições (não tratado e tratado termicamente), predominaram os mecanismos de microssulcamento e microcorte, mostrados na figura 26.

Figura 26 - FFAC desgastado antes e após de tratamento térmico



a) Antes do tratamento térmico



b) Após tratamento térmico

Fonte: Kasama et al. (2004)

Penagos et al. (2017) usou o ensaio de roda de borracha para testar a resistência ao desgaste de um FFAC com diferentes porcentagens de Mo e Nb. Os níveis de carga para o teste foram de 130, 65 e 32,5N e tempos de 10 minutos para a carga de 130N e 30 minutos para as demais. Na condição mais severa, figura 27, notou-se a presença predominante de riscos contínuos na superfície desgastada. Esses riscos estão alinhados na direção do desgaste e possuem tamanho similar ou maior que os carbonetos eutéticos. Os carbonetos não foram capazes de prevenir o desgaste devido à alta severidade do desgaste.

Figura 27 - Ensaio de desgaste para condição mais severa



Fonte: Penagos et al. (2017)

No teste com condição de carga intermediária, 65N, figura 28, um desgaste mais intenso foi observado nas regiões da matriz (desenho oval) do que nos carbonetos, representado nas setas. Ao contrário da condição mais severa, não foi observado riscos contínuos nesse ensaio. Há presença de riscos de menor tamanho e sem orientação definida.

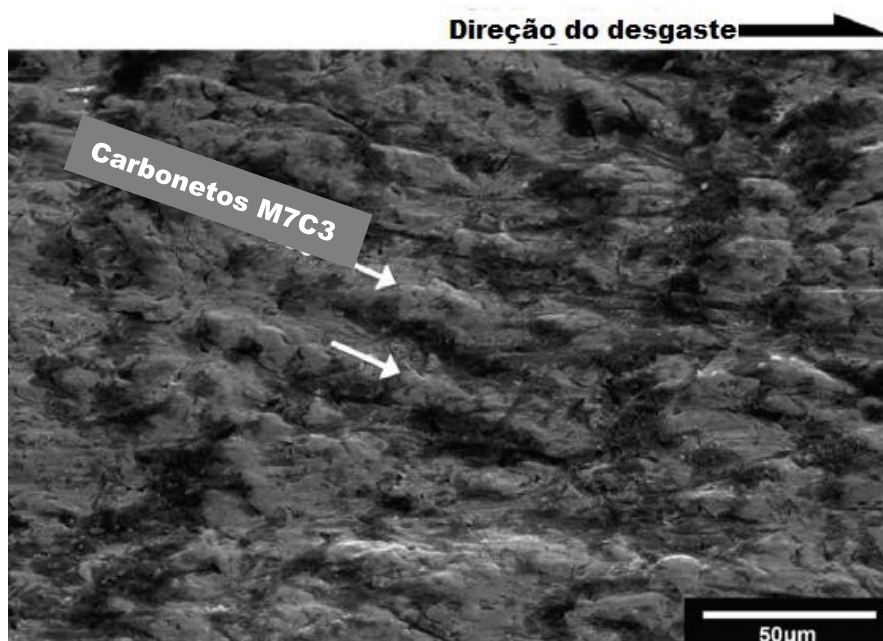
Figura 28 - Ensaio de desgaste para condição intermediária



Fonte: Penagos et al. (2017)

Para a condição de menor severidade (figura 29), 32,5N, a matriz metálica sofreu maior intensidade de desgaste que os carbonetos, a diferença de relevo entre matriz e carbonetos é mais evidente.

Figura 29 - Ensaio de desgaste para condição menos severa

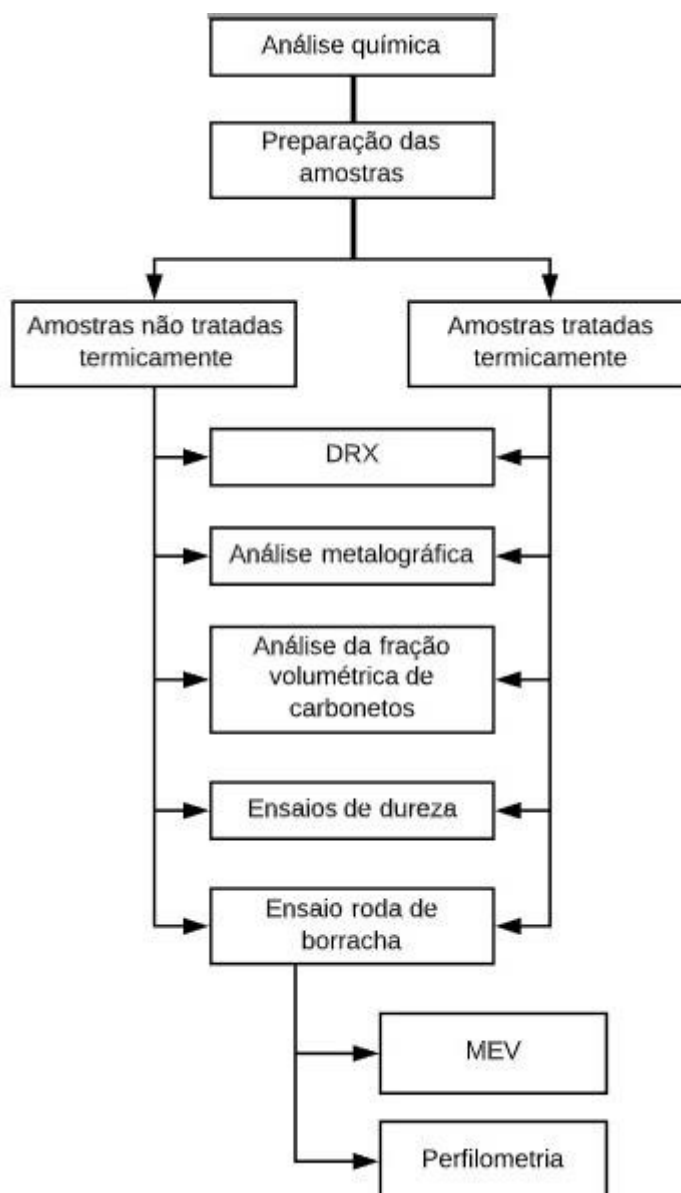


Fonte: Penagos et al. (2017)

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O fluxograma do trabalho está apresentado na figura 30. O trabalho consiste no tratamento térmico das ligas estudadas, caracterização da microestrutura, ensaios de resistência ao desgaste e caracterização do desgaste.

Figura 30 - Fluxograma do trabalho



Fonte: Próprio autor

4.1 Materiais

A liga escolhida é ASTM A532 Classe III tipo A, com adição de nióbio, utilizada em diversas funções na indústria: chutes de mineração, blindagens, cilindros de laminação e rolos de moagem (CHIAVERINI, 2008; ASM HandBook, 1991). O material foi disponibilizado a partir do trabalho de Melo (2018).

O material foi obtido pelo processo de fundição realizado no SENAI em Itaúna, MG. A liga foi vazada em moldes de areia verde, conforme a figura 31. Neste trabalho, serão utilizadas as superfícies do fundo das cavidades do molde, ou seja, em contato com a areia.

Figura 31 - Modelo e moldes em areia verde



a) Modelo confeccionado em madeira



b) Moldes em areia verde

Fonte: Adaptado de Melo (2018)

A composição química do material, exibida na tabela 4, foi analisada com o espectômetro de emissão óptica SPECTROMAXx, identificação 159239, calibrado pelo fabricante, localizado e instalado no laboratório metalográfico do SENAI/CETEF em Itaúna, MG.

Tabela 4 - Composições químicas em peso (%)

Liga	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S	Nb	Fe
IIIA	2,844	1,405	0,566	0,498	26,172	0,025	0,098	0,032	0,007	0,476	67,629

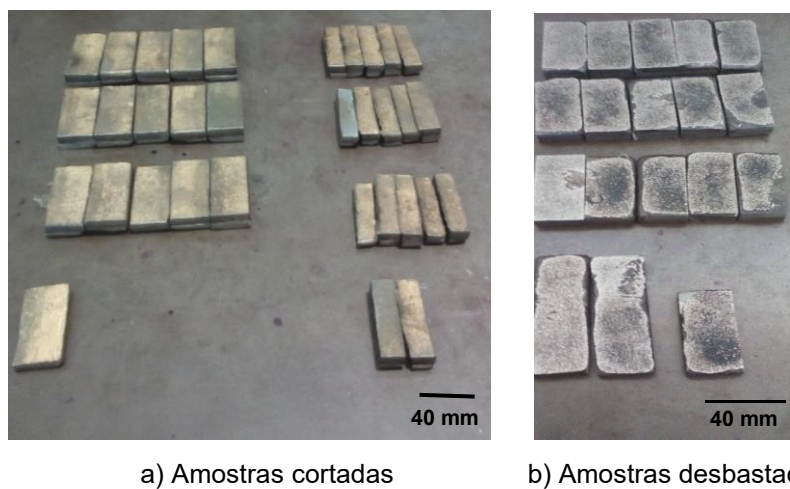
Fonte: Adaptado de Melo (2018)

4.2 Metodologia

4.2.1 Preparação das amostras

Foram recebidas amostras de dimensões 50x40x12mm e amostras de dimensões 75x25x12,7mm. Primeiramente, as amostras com largura de 40mm foram cortadas para o tamanho de 25 mm por meio da eletroerosão por penetração. O processo foi feito no Laboratório de Ajustagem do CEFET/MG, utilizando a máquina SERVSPARK ELETROPLUS EDM-540. Posteriormente, ainda pelo processo de eletroerosão, as peças foram desbastadas a fim de tornar suas superfícies planas e paralelas. Na figura 32, podem ser observadas essas duas etapas do trabalho.

Figura 32 - Amostras cortadas e desbastadas pelo processo de eletroerosão



a) Amostras cortadas

b) Amostras desbastadas

Fonte: Próprio autor

O eletrodo utilizado no processo de eletroerosão tanto no corte quanto no desbaste é de cobre eletrolítico. Para melhor entendimento, o painel do equipamento está ilustrado na figura 33.

Figura 33 - Painel do equipamento de eletroerosão



Fonte: Próprio autor

Os parâmetros utilizados estão detalhados na tabela 5.

Tabela 5 - Parâmetros utilizados na usinagem por eletroerosão

Polaridade do eletrodo ferramenta	Positiva
Tensão (V)	200
Corrente de trabalho (A)	32
Controle de avanço do servo no eixo Z, gap	A1=2*
Controle de velocidade do servo, cabeçote	A2=2*
Tempo de afastamento periódico da ferramenta	A3=4*
Tempo de erosão	A4=4*
Tempo de nível alto (pulso), T_{on}	A5=100
Tempo de nível baixo, T_{off}	A6=2

*Posição da chave

Fonte: Próprio autor

Por fim, as superfícies das amostras a serem utilizadas no ensaio de desgaste foram retificadas (figura 34) no Laboratório de Retíficas do CEFET/MG, utilizando uma retífica de topo, eixo vertical, de marca ZOCCA. A especificação do rebolo da retífica é DA36LSV. Foi utilizada uma morsa para fixar as amostras na retífica, já que o FFAC não é magnético.

Figura 34 - Amostras retificadas



Fonte: Próprio autor

Separou-se 4 amostras, para cada condição, de dimensões 50x15x12 mm, a fim de caracterizar o material. As demais amostras foram organizadas de maneira que se possa realizar cinco repetições do teste de ensaio de desgaste para cada condição. Como são quatro condições (bruto de fusão, desestabilizadas a 950°C, 1000°C e 1050°C), as amostras foram agrupadas conforme a tabela 6.

Tabela 6 - Identificação das amostras

Condição	Identificação do grupo de amostra
Bruto de fusão	00
Desestabilização a 950°C	01
Desestabilização a 1000°C	02
Desestabilização a 1050°C	03

Fonte: Próprio autor

4.2.2 Tratamento térmico

O tratamento térmico foi realizado no Laboratório de Tratamento Térmico do CEFET/MG, no forno de câmara elétrico da marca BRASIMET, modelo KR-170. Para o resfriamento ao ar forçado, foi utilizado um ventilador de coluna com potência de 200 W. A temperatura do forno foi verificada com o termômetro digital MT-405 da marca Imimipa.

As amostras foram tratadas termicamente conforme tabela 7. Elas foram colocadas no forno frio, submetidas ao aquecimento até determinada temperatura de desestabilização e mantidas nessa temperatura por 2 horas. Em seguida, foram resfriadas ao ar forçado. Posteriormente, todas as peças foram submetidas ao revenimento de 200°C por 2 horas e resfriadas no forno.

Tabela 7 - Procedimento para tratamento térmico

	Amostras		
	<i>Tempo de aquecimento</i>	<i>Temperatura</i>	<i>Duração</i>
<i>Desestabilização</i>	1h28min	01-950°C	2h
	1h36min	02-1000°C	
	1h42min	03-1050°C	
<i>Revenimento</i>	20min	200°C	2h

Fonte: Próprio autor

Com esse processo, foi avaliada a importância da desestabilização na formação, morfologia e distribuição de carbonetos, morfologia e quantidade de austenita e martensita; correlacionada às propriedades mecânicas de dureza e resistência a abrasão (ORTEGA-CUBILLOS, 2015; KARANTZALIS et al., 2009b; ASM HandBook, 1991).

O revenimento foi feito para reduzir a fragilidade, devido a possíveis tensões oriundas da desestabilização seguida de resfriamento ao ar, sem causar modificações microestruturais (ABDEL-AZIZ et al., 2017; ORTEGA-CUBILLOS, 2015).

4.2.3 Análise microestrutural

A análise microestrutural foi realizada pelos métodos de microscopia óptica e eletrônica a fim de avaliar a morfologia e distribuição dos constituintes presentes.

4.2.3.1 Microscopia óptica

Foram realizadas análises metalográficas no microscópio óptico da marca KONTROL, modelo IM713, localizado nas instalações do CEFET/MG. As amostras foram embutidas com resina de polifenol, lixadas manualmente de acordo com a ordem de granulometria 80, 120, 220, 320, 400 e 600 mesh e polidas com pasta de diamante suspensão 6, 3 e 1 μm . O composto reativo Vilella (5ml HCl + 2gr Ácido Pícrico + 100ml Álcool Etílico) também foi utilizado com tempo de ataque de 5 a 20 segundos.

4.2.3.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Nesta análise, foram utilizados os microscópios eletrônicos de varredura: marca SHIMAZU, modelo SSX-550, do CEFET.MG; marca OXFORD, modelo JSM-IT300LV, localizado na PUC-Minas e modelo Jeol JSM 6360LV localizado no centro de microscopia da UFMG. Também foi realizada a análise por espectroscopia de Raios X (EDS), acoplado aos equipamentos utilizados, a fim de verificar a distribuição dos elementos químicos presentes nas fases.

4.2.4 Quantificação da fração volumétrica de carbonetos

A quantificação do volume de carbonetos foi realizada pelo programa Fiji Is Just Image J. Antes de ser analisada no software, a superfície das amostras foi atacada com o reagente Vilella que evidencia os carbonetos. A fração volumétrica de carbonetos das amostras no estado bruto de fusão foi calculada com uso das micrografias obtidas pelo MEV. Para as amostras tratadas termicamente, foram utilizadas as micrografias

obtidas por microscopia óptica. A ampliação usada foi 800x. A figura 35 mostra as imagens obtidas pelo software.

Figura 35 - Imagem gerada pelo Fiji Is Just Image J



Fonte: Próprio autor

4.2.5 Difratometria de raios X

A estrutura cristalina dos microconstituintes presentes nas amostras foi caracterizada pela técnica de difração de raios X. O equipamento utilizado para esse ensaio está localizado no CEFET-MG, Departamento de Pós-Graduação em Engenharia Civil, marca SHIMADZU, modelo XRD-7000, alvo de cobre ($\lambda=0,154\text{nm}$). Os parâmetros utilizados no ensaio foram: passo $0,02^\circ$; ângulo de varredura de 30 a 110° e velocidade de $1^\circ/\text{min}$. Foi utilizado o software Xpowder12 para identificação das fases.

4.2.6 Dureza e microdureza Vickers

Os ensaios de dureza e microdureza, com carga de $2,0$ e $0,05\text{Kgf}$ respectivamente, foram realizados no microdurômetro da marca SHIMADZU, localizado no Laboratório de Metalografia de CEFET-MG, e conforme a norma ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008. Foram executadas dez impressões em cada microconstituente da liga e o tempo de penetração da ferramenta é 15 segundos.

4.2.7 Ensaio de abrasão

Para o ensaio de abrasão, foi utilizado o tribômetro do tipo roda de borracha, esquematizado na figura 36, pertencente ao Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, nos moldes da norma ASTM G65. Este teste é bastante utilizado na indústria de mineração para caracterizar e hierarquizar materiais em função da resistência ao desgaste (VILLABÓNA; SINATORA, 2006).

Figura 36 - Desenho esquemático do ensaio de desgaste roda de borracha



Fonte: Próprio autor

Após lavadas com álcool etílico, as peças foram secas, pesadas e levadas ao sistema de ensaio. As amostras foram testadas na carga de 130 N que é aplicada como peso morto. A amostra é pressionada contra a roda de borracha que gira a uma rotação constante de 215 rpm por 15, 30, 45 e 60 minutos. Durante o ensaio, o bico injeta areia abrasiva na região de contato da roda com a amostra. O abrasivo utilizado foi a areia normal brasileira (NBR 7214) de granulometria média 50 mesh. Os parâmetros do ensaio estão apresentados na tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros para o ensaio da roda de borracha

Carga (N)	Duração (min)	Granulometria (mesh)	Vazão de areia (g/min)	Velocidade do disco (rpm)
130	15 – 30 – 45 – 60	50	300	200,3

Fonte: Próprio autor

Após o teste de desgaste, as peças foram novamente limpas e pesadas com a balança de marca OHAUS, modelo AR2140. Dessa forma, obtém-se a perda de massa. A taxa de desgaste, segunda a norma ASTM G65, é calculada pela seguinte equação:

$$Taxa\ de\ desgaste = \frac{volume\ perdido\ (mm^3)}{tempo\ de\ teste\ (min)} \quad (8)$$

Para determinar o volume perdido, é necessário saber a densidade do material. Para tal, é utilizado o método de Arquimedes, que se baseia no princípio de que a densidade de um sólido não poroso é definida pela relação entre a massa do sólido e a massa do volume de líquido deslocado por esse corpo. A equação a seguir é utilizada para o cálculo da densidade do sólido submerso.

$$d_s = \frac{m_s}{m_s - m_L} * d_{H_2O} \quad (9)$$

Onde;

d_s é a densidade do sólido;

m_s é a massa do sólido;

m_L é a massa aparente do sólido;

d_{H_2O} é a densidade da água.

Após medir a massa perdida, os seguintes ensaios foram realizados:

- **Microscopia eletrônica de varredura (MEV):** Utilizada a fim de determinar os mecanismos de desgaste que atuaram na superfície da amostra.
- **Perfilometria:** Utilizada para caracterizar a rugosidade e a topografia das superfícies desgastadas. Foi utilizado o perfilômetro T8000 da HOMMELWERKE do Laboratório de Desgaste, no Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da UFMG. O programa Hommelmap 6.2 foi utilizado para o tratamento de dados. A perfilometria foi realizada com os seguintes parâmetros:

- ✓ Apalpador: TKU 300, amplitude de 800 μm .
- ✓ Ponta: ângulo de 90° e raio de 5 μm .
- ✓ Área de varredura por amostra: $38 \times 8 \text{ mm}^2$.
- ✓ Passo: 50 μm .
- ✓ Distância entre medições: 1 μm .
- ✓ Velocidade de medição: 1 mm/s.

Os parâmetros de perfilometria obtidos no ensaio, de acordo com a ISO 25178-2 (2012), foram:

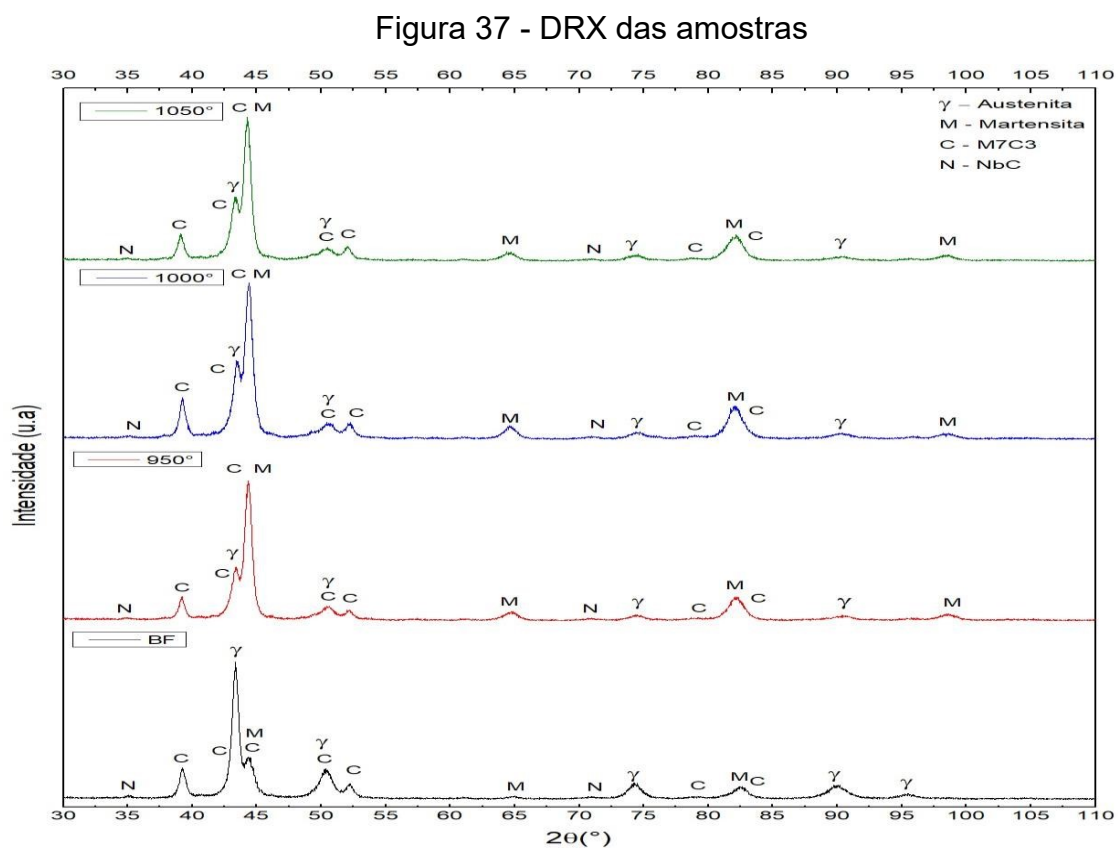
- ✓ Sa: é definido média aritmética da textura que compõem a superfície.
- ✓ Sp: é a diferença entre o pico mais alto e o plano de referência.
- ✓ Sv: é a diferença vale mais profundo e o plano de referência.
- ✓ Ssk: é definido como o grau de simetria das alturas das superfícies em relação ao plano normal médio.
- ✓ Sku: é definido como grau de presença de picos altos ou vales profundos compondo a superfície.
- ✓ Ssk e Sku representam, figurativamente, a simetria e o desvio de uma curva normal composta pelo histograma das alturas dos picos e vales mensurados.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nos subcapítulos seguintes, os resultados dessa pesquisa são apresentados e discutidos. Nos primeiros subcapítulos (5.1 a 5.4), focou-se na caracterização da microestrutura por meio dos ensaios de DRX e MEV, a fim de compreender as transformações ocorridas no material devido ao tratamento térmico. Já na segunda parte (5.5 a 5.7), apresenta-se a caracterização mecânica do material, por meio dos ensaios de dureza e resistência ao desgaste, relacionando-a com as diferentes condições de temperatura em que o material foi submetido. Por fim (5.8 e 5.9), um estudo tribológico da superfície desgastada é realizado com uso de MEV e perfilômetro.

5.1 Difração de raios X

Os resultados da difração de raios X no FFAC com nióbio nas condições bruto de fusão (BF) e desestabilizados (950, 1000 e 1050°C) estão representados na figura 37. As fases encontradas estão indicadas na figura.



Fonte: Próprio autor

Conforme a figura 37, observa-se a presença de quatro constituintes. A identificação das fichas ICDD utilizadas para cada constituinte, o grupo pertencente, o ângulo de cada pico e os planos correspondentes estão dispostos na tabela 9.

Tabela 9 - Planos e ângulos dos constituintes

Constituinte	Ângulo (2θ)	Plano (hkl)
M_7C_3 - (Cr, Fe) $7C_3$ ICDD: 00-005-0720 Grupo: P31c - 159	39,1°	4 2 0
	42,6°	2 0 2
	44,4°	4 2 1
	50,4°	4 0 2
	52,6°	4 4 0
	79,5°	6 0 3
	83,2°	7 5 0
γ - Fe ₁₀ C _{0,35} ICDD: 00-031-0619 Grupo: Fm3m - 225	43,5°	1 1 1
	50,7°	2 0 0
	74,7°	2 2 0
	90,7°	3 1 1
	95,9°	2 2 2
Fe_{ccc} - Fe ICDD: 00-001-1262 Grupo: 1m3m - 229	44,6°	1 1 0
	64,7°	2 0 0
	82,4°	2 1 1
	99,4°	2 2 0
NbC - NbC ICDD: 00-002-1031 Grupo: Fm3m - 225	35,3°	1 1 1
	70,8°	3 1 1

Fonte: Próprio autor

Os carbonetos de nióbio, NbC, foram encontrados nos picos 35,3° e 70,8°, semelhante aos obtidos por Ibrahim et al.(2018) e Pacheco (2018). Os carbonetos, M_7C_3 , estão presentes nos picos 39,1°, 42,6°, 44,4°, 50,4°, 52,6°, 79,5° e 83,2°, em todas as condições de tratamento térmico, sobrepostos ou não, com outros constituintes. Os picos encontrados de M_7C_3 também foram semelhantes aos encontrados por Ibrahim et al. (2017), Gasan e Erturk (2013) e Pacheco (2018).

A ficha α -Fe foi utilizada para a identificação dos picos da martensita, já que os picos dessas fases são coincidentes. Foram encontrados picos de martensita na liga bruta

de fusão em 44,6°, 64,7° e 82,4°. Com a realização dos tratamentos térmicos, os picos de martensita aumentaram em intensidade e houve o surgimento de um novo pico, a 99,4°. Por outro lado, comparando as amostras do bruto de fusão com as tratadas termicamente, os picos de austenita diminuíram de intensidade, e um dos picos de austenita, 95,9°, desapareceu com os tratamentos térmicos.

O aumento da intensidade e surgimentos de picos de martensita, e a diminuição da intensidade e desaparecimento dos picos de austenita são indícios da efetividade do tratamento térmico em transformar austenita em martensita. Entretanto, essa reação não ocorreu por completo, pois ainda há picos de austenita retidas nas amostras desestabilizadas.

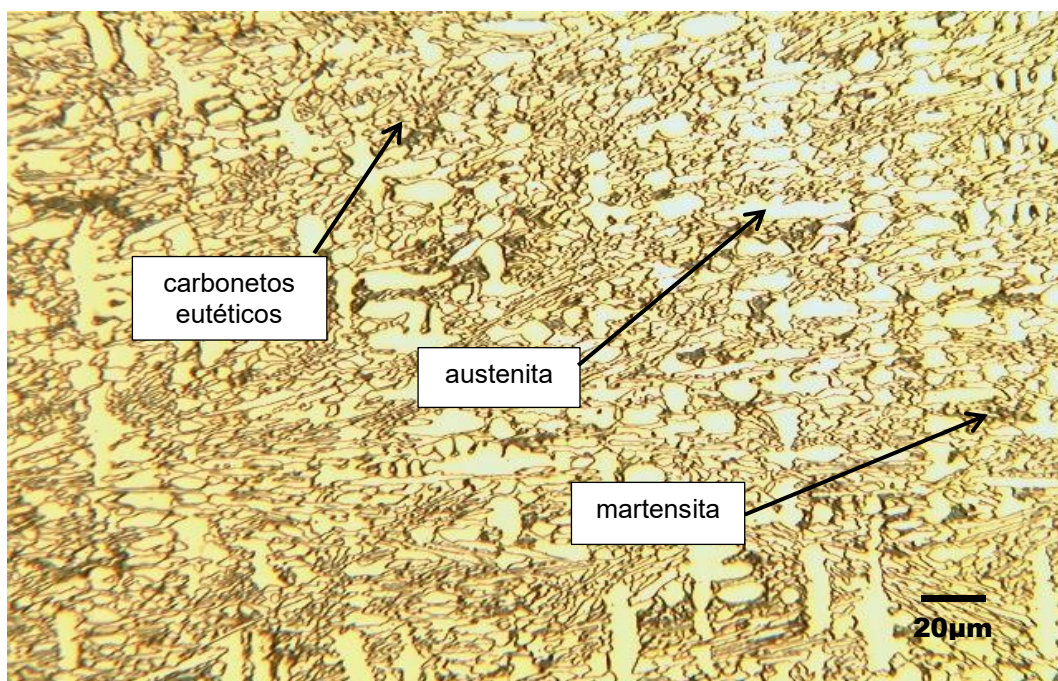
Na estrutura do bruto de fusão, o pico de maior intensidade é γ (1 1 1), o que indica a austenita como fase majoritária para essa condição. Com tratamento térmico, o pico sobreposto, 44°, de M_7C_3 (4 2 1) e Fe_{ccc} (1 1 0), passa a ser o mais intenso, para todas as condições de tratamento. Há, em outras posições angulares, constituintes com picos próximos: γ e M_7C_3 em torno de 43°, γ e M_7C_3 em torno de 51° e Fe_{ccc} e M_7C_3 próximos a 83°.

É possível observar, também, um aumento de intensidade, nas amostras desestabilizadas de 1050° e 1000° em relação à amostra de 950°, dos picos de M_7C_3 de 39,1°; e martensita, dos picos 64,7° e 82,4°. Essas observações são um indício de que, possivelmente, houve formação de mais martensita, nas amostras de 1050° e 1000° em relação a 950°, facilitada pelo maior volume de precipitação de carbonetos secundários do tipo M_7C_3 .

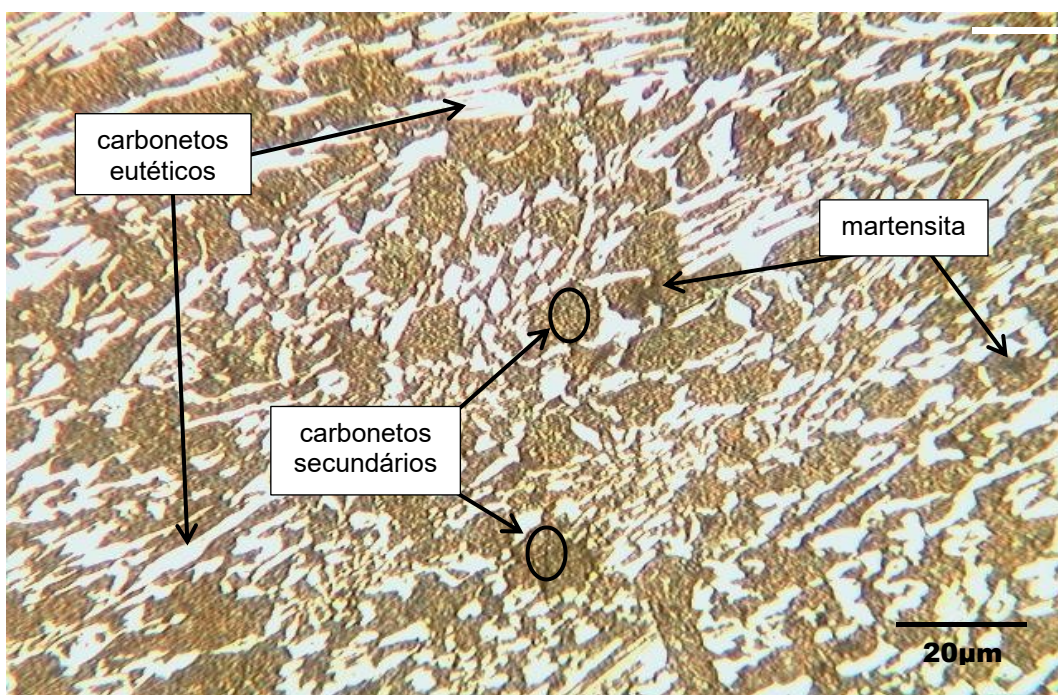
5.2 Análise microestrutural – Microscopia óptica

As microestruturas das ligas no estado bruto de fusão e desestabilizadas, atacadas com reagente Vilela, estão dispostas na figura 38.

Figura 38 - Microscopia óptica das amostras

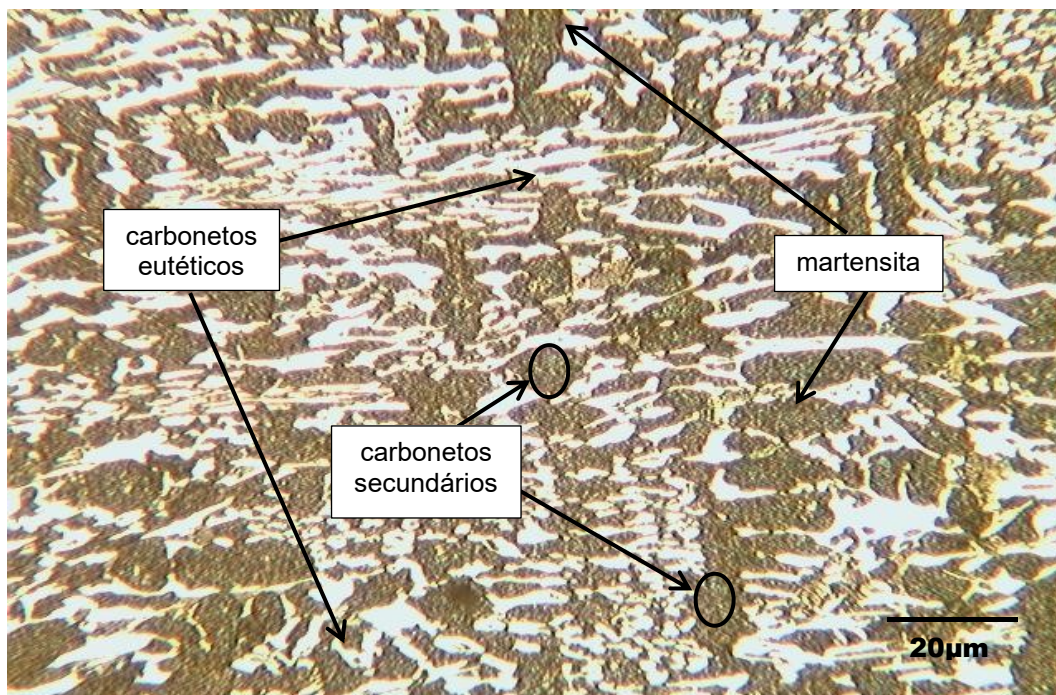


a) Bruto de fusão

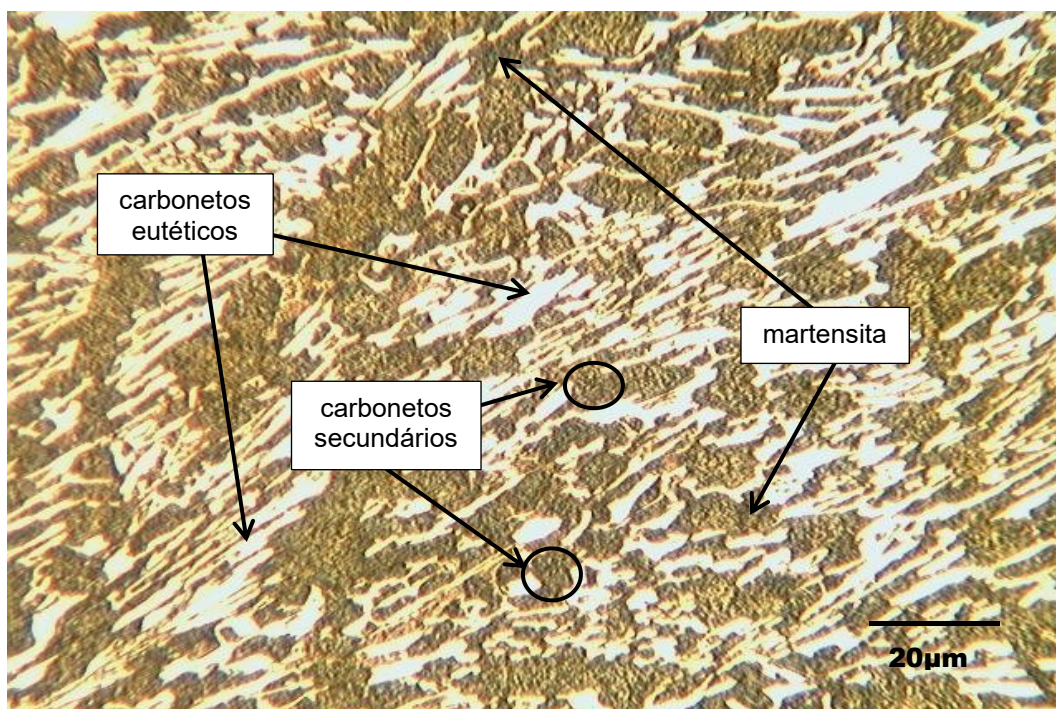


b) Amostra desestabilizada a 950°C

Figura 38 - Microscopia óptica das amostras (continuação)



c) Amostra desestabilizada a 1000°C



d) Microscopia óptica da amostras desestabilizada a 1050°C

Fonte: Próprio autor

A microestrutura da liga hipoeutética na sua condição de bruto de fusão, disposta na figura 38, contém dendritas de austenita e carbonetos M_7C_3 . Essas características morfológicas estão de acordo com o previsto no diagrama de fases ternário da figura

8, adaptado do trabalho de Thorpe e Chico (1985), e revisado por Tabrett et al. (1996). Os carbonetos estão dispostos em forma de hastes (*rod-type*) e lâminas (*blade-type*), em acordo com Dogan et al. (1997) e Pearce e Elwell (1986). Camadas de martensita também podem ser encontradas nas regiões periféricas dos carbonetos, conforme Karantzalis et al. (2009b), Dogan et al. (1997) e Tabrett et al. (1996). Isso é justificado pela formação de carbonetos em contato que regiões de fase austenítica, que provoca a depleção de C e Cr da matriz aumentando a temperabilidade, o que induz a formação de martensita em áreas localizadas (KARANTZALIS et al, 2009b).

As figuras 38(b), 38(c) e 38(d) mostram as microestruturas das ligas desestabilizadas a 950, 1000 e 1050°C. Pode-se notar, claramente, mudanças significativas em relação ao bruto de fusão. As microestruturas das ligas tratadas termicamente consistem em carbonetos eutéticos e secundários imersos em uma matriz predominantemente martensítica, em acordo com Tabrett et al. (1996), Abdel-Aziz et al. (2017), Zhou et al. (2015), Gasan e Erturk (2013) e Karantzalis et al. (2009a). Os carbonetos secundários, que se formam durante a desestabilização, empobrecem a matriz em quantidade de cromo e carbono. Isso aumenta a temperabilidade da matriz e facilita a formação de martensita durante o resfriamento do material (TABRETT et al., 1996; ABDEL-AZIZ et al., 2017).

Os carbonetos eutéticos, M_7C_3 , não apresentaram nenhum tipo de alteração após os tratamentos, o que já era esperado segundo Tabrett et al. (1996) e Gasan e Erturk (2013). Embora seja possível perceber a formação de carbonetos secundários nas amostras tratadas, não é possível detectar diferenças na morfologia ou quantidade devido ao tamanho dessas estruturas, que serão discutidas no tópico de microscopia eletrônica de varredura. Também não é possível identificar carbonetos de Nióbio devido ao seu tamanho e morfologia, que serão discutidos no tópico de microscopia eletrônica de varredura.

5.3 Análise microestrutural – Microscopia Eletrônica de Varredura

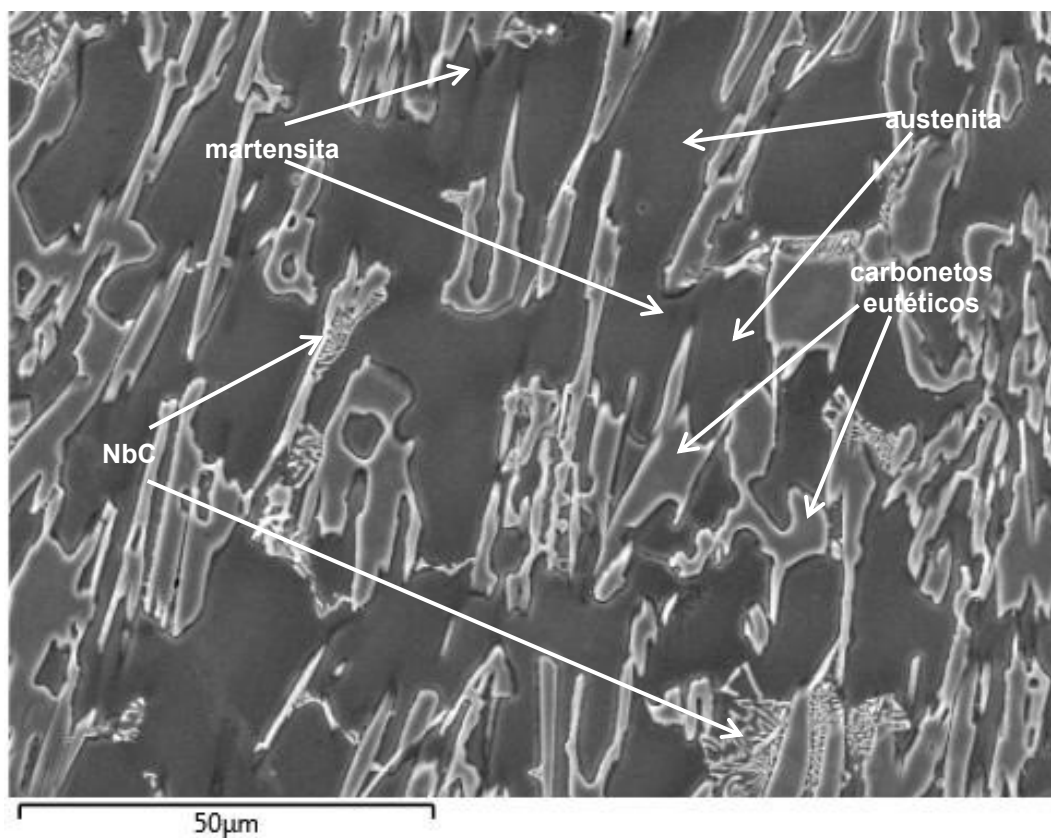
A microscopia eletrônica de varredura com o Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS), acoplado ao equipamento foi utilizada na análise microestrutural.

5.3.1 Mapeamento químico das amostras

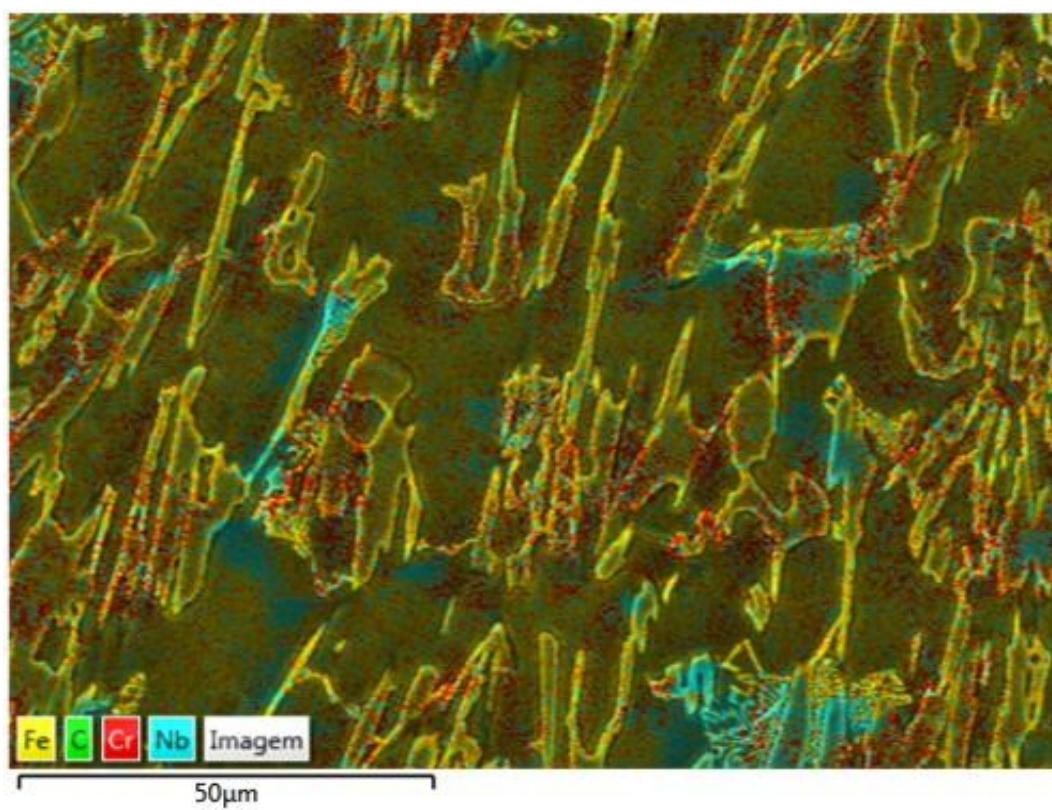
A figura 39(a), (b) e (c) mostra a microscopia eletrônica do bruto de fusão e a distribuição química de elementos na microestrutura. Na imagem 39(a), é possível verificar a presença de dendritas de austenita, carbonetos eutéticos, e martensita nas regiões mais escuras em contato entre matriz e carboneto. Assim como na microscopia óptica, notam-se regiões com carbonetos mais refinados. Isso decorre da diferença da taxa de resfriamento de solidificação em regiões eutéticas para áreas periféricas (DOGAN et al., 1997).

Os carbonetos de nióbio (NbC) são encontrados em forma de finas agulhas como descrito por Ibrahim et al. (2017) e em forma de pétalas como descrito por Filipovic et al. (2013). Esses carbonetos de nióbio são confirmados pelo mapeamento químico (figuras 39-b e 39-c) que revela altas concentrações de nióbio nas regiões onde eles estão localizados. Há também nióbio espalhado na matriz e nos carbonetos eutéticos, em acordo com Chen et al. (1993), que afirma que o nióbio compõe a matriz e os carbonetos M_7C_3 e tem o potencial de endurecer esses constituintes. O mapeamento revela altas concentrações de cromo nas regiões dos carbonetos eutéticos e altas concentrações de ferro nas regiões da matriz. O carbono se encontra distribuído ao longo de toda a microestrutura.

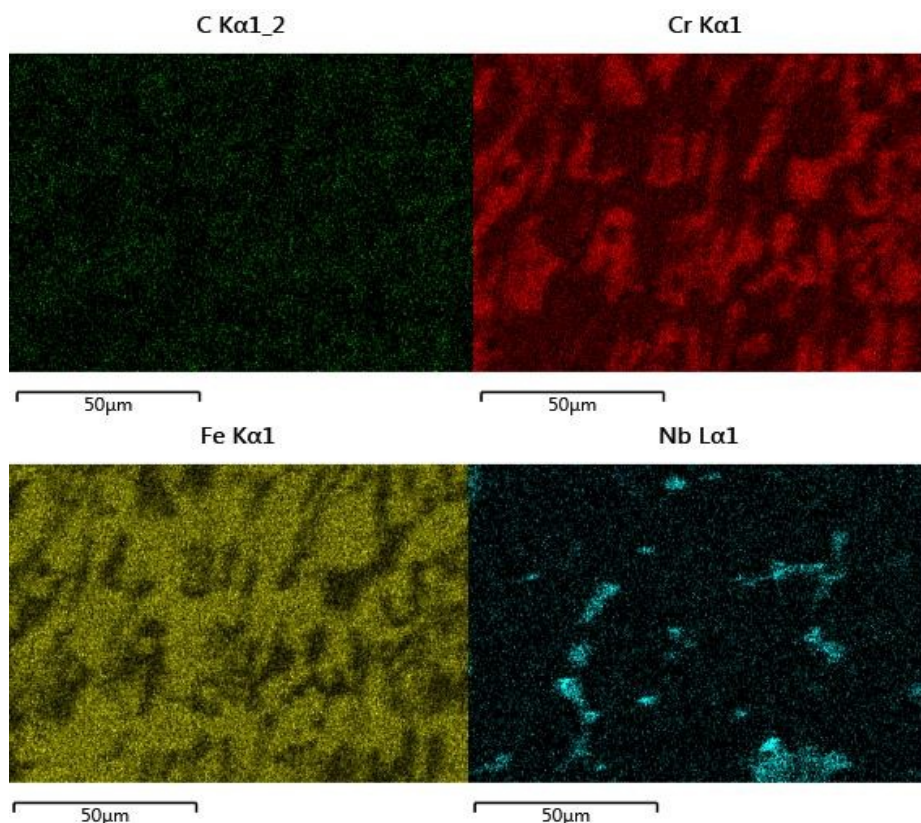
Figura 39 – MEV e mapeamento químico bruto de fusão



a) MEV



b) Mapeamento químico

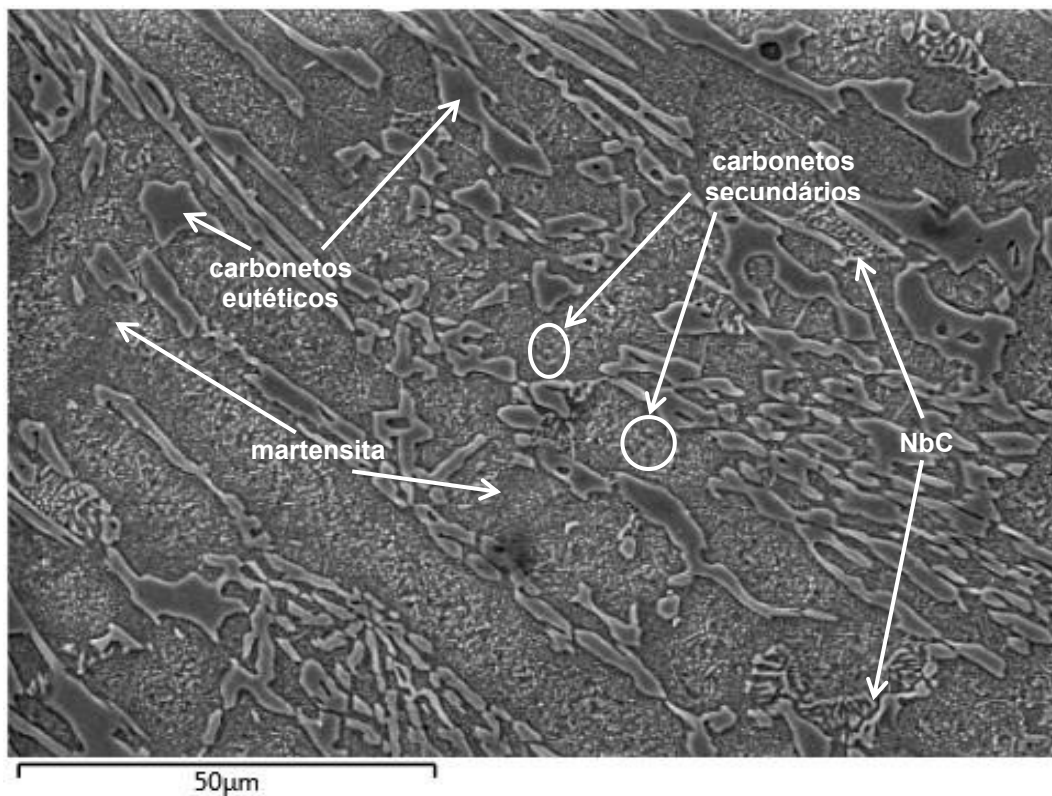


c) Mapeamento químico dos elementos

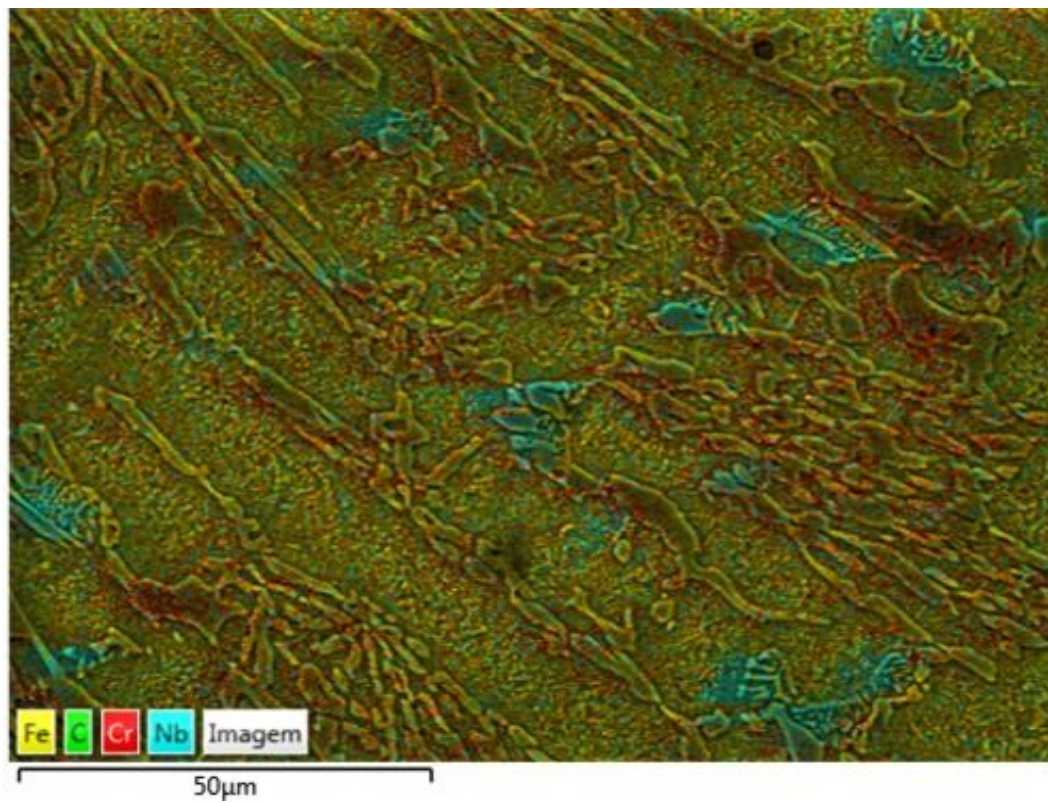
Fonte: Próprio autor

A figura 40, 41 e 42 - (a), (b) e (c) - mostram as microscopias eletrônicas de varredura das amostras desestabilizadas a 950°C, 1000°C e 1050°C e a distribuição química de elementos na microestrutura. É possível perceber os carbonetos eutéticos M_7C_3 , carbonetos secundários M_7C_3 dispersos em uma matriz martensítica e carbonetos de nióbio dispersos nas regiões periféricas dos carbonetos eutéticos. Como ocorrido no bruto de fusão, as regiões com maiores concentrações de Cr ocorrem nos carbonetos eutéticos, enquanto as regiões com altas concentrações de Fe ocorrem na matriz. O mapeamento ainda revela a alta concentração de nióbio nas regiões dos carbonetos de nióbio e carbono que se encontra distribuído uniformemente nas estruturas. Não há distinção morfológica dos carbonetos eutéticos para nenhuma das condições de amostra tratadas. Também não é possível notar mudanças de forma em relação aos carbonetos de nióbio. Os carbonetos secundários são discutidos no tópico 5.3.3

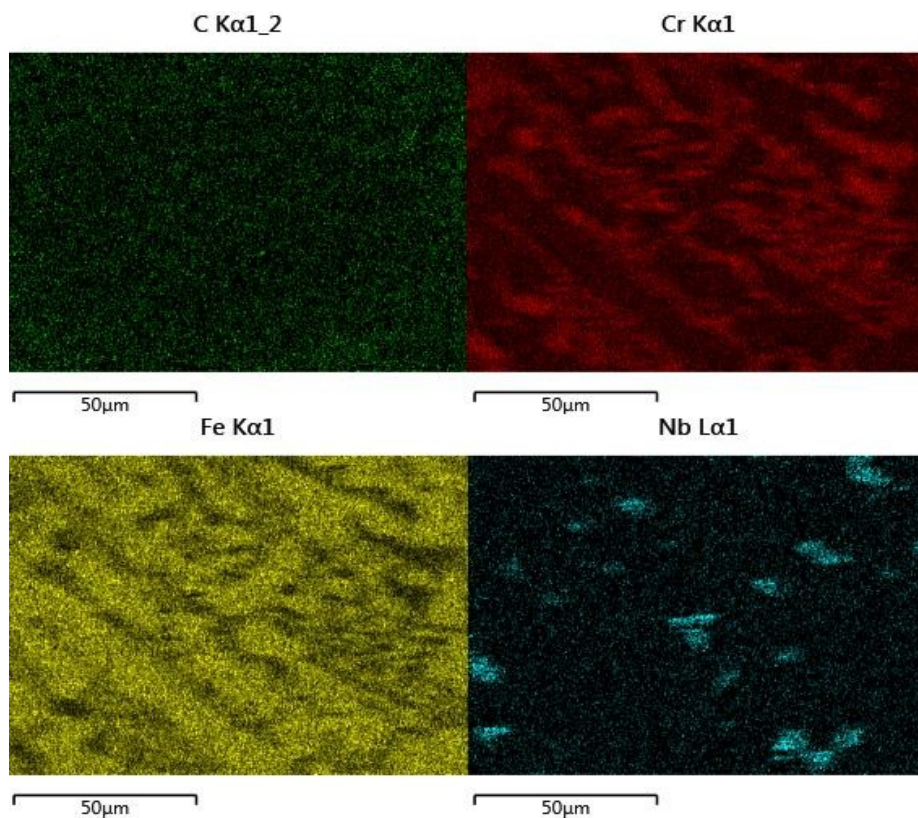
Figura 40 – MEV e mapeamento químico amostra desestabilizada a 950°C



a) MEV



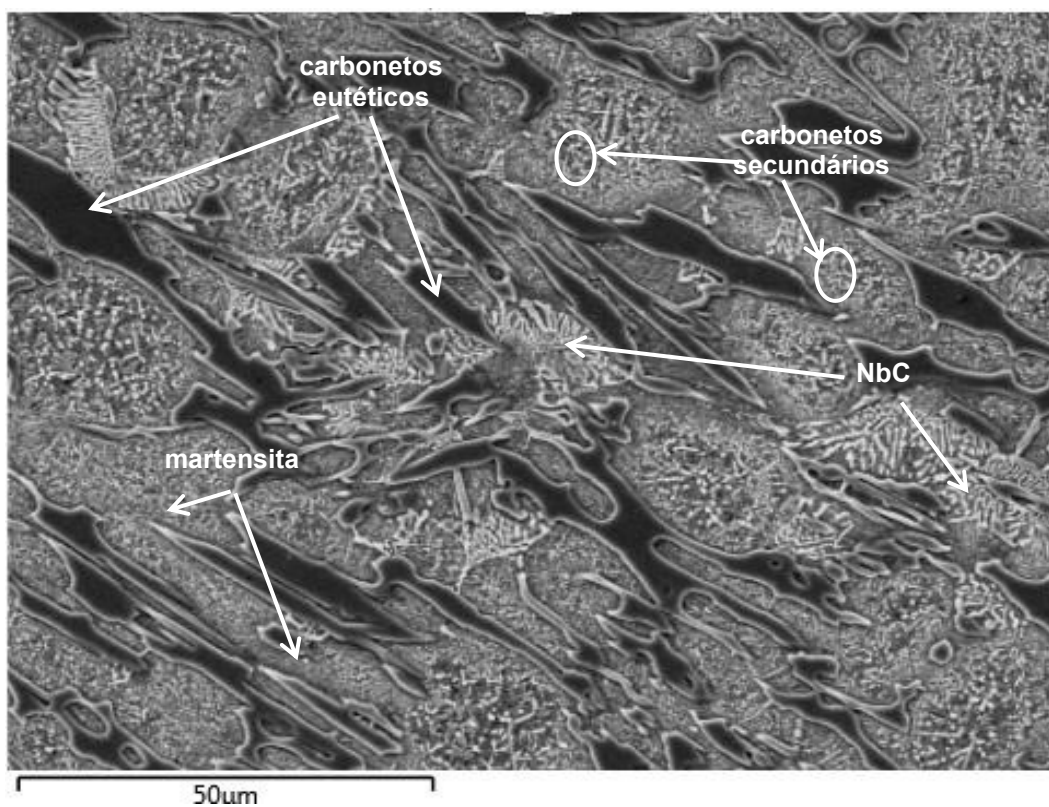
b) Mapeamento químico



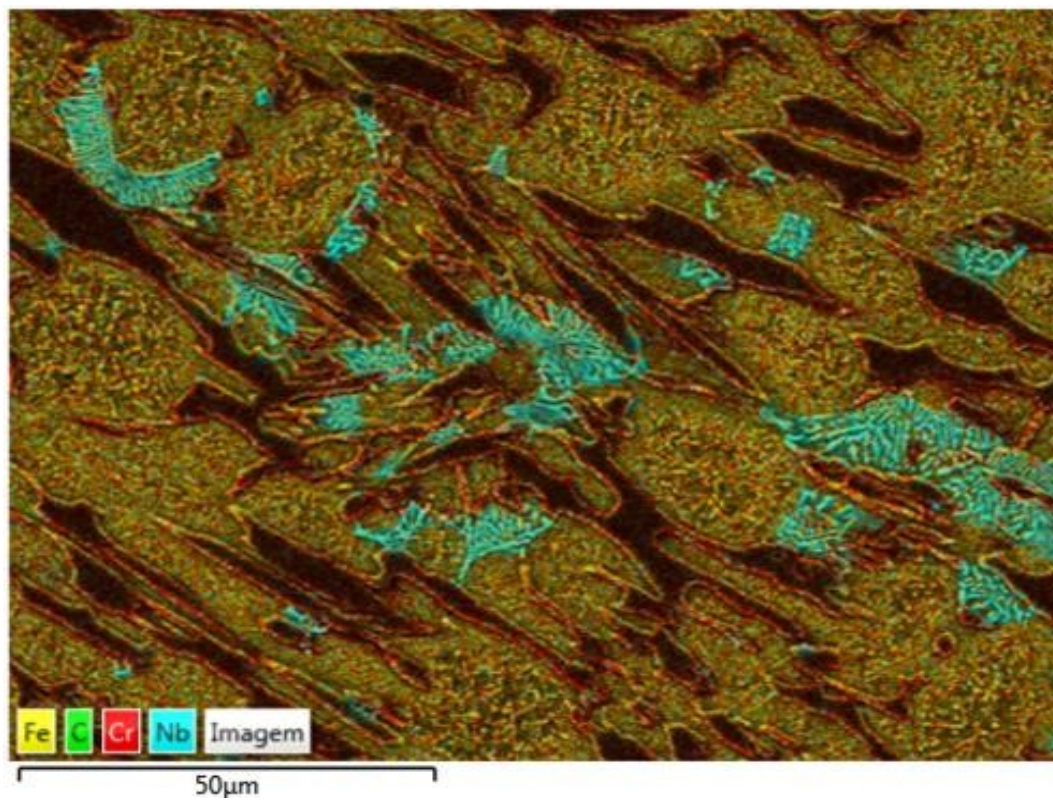
c) Mapeamento químico dos elementos

Fonte: Próprio autor

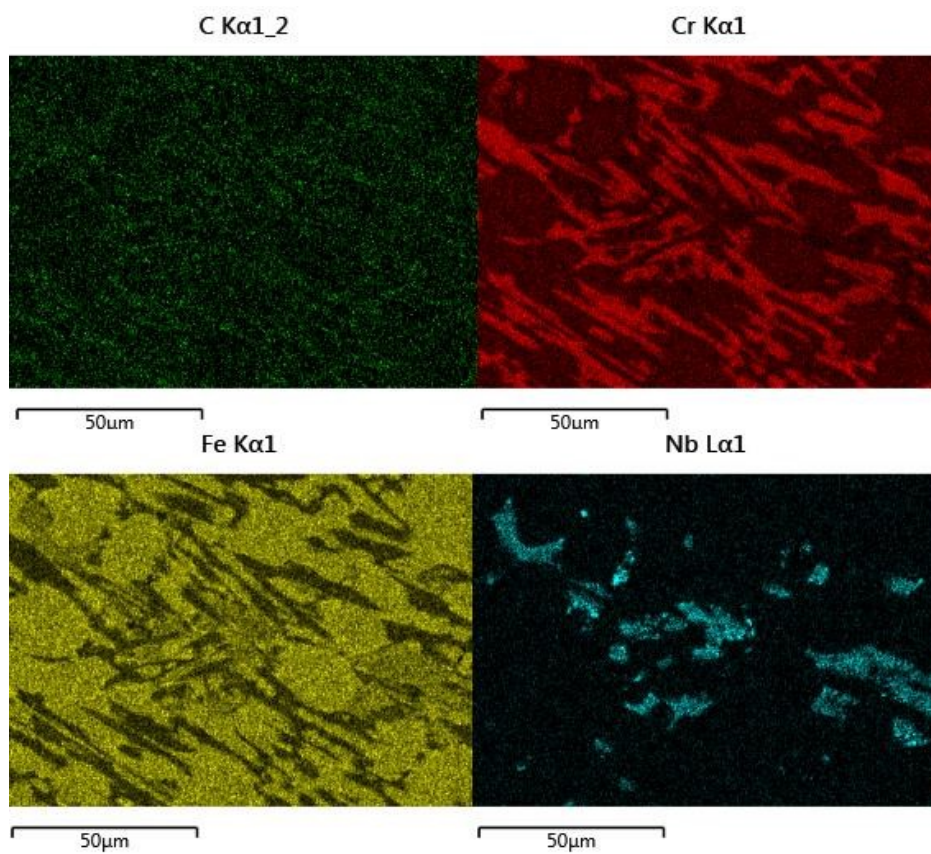
Figura 41 - MEV e mapeamento químico amostra desestabilizada a 1000°C



a) MEV



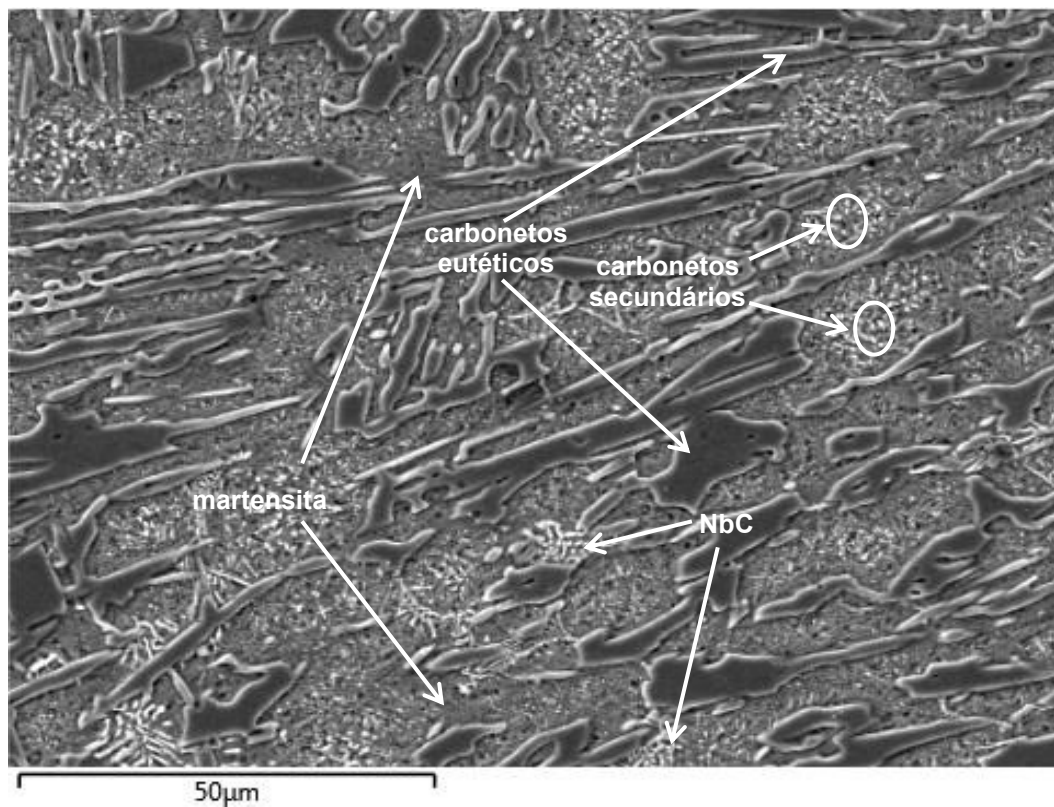
b) Mapeamento químico



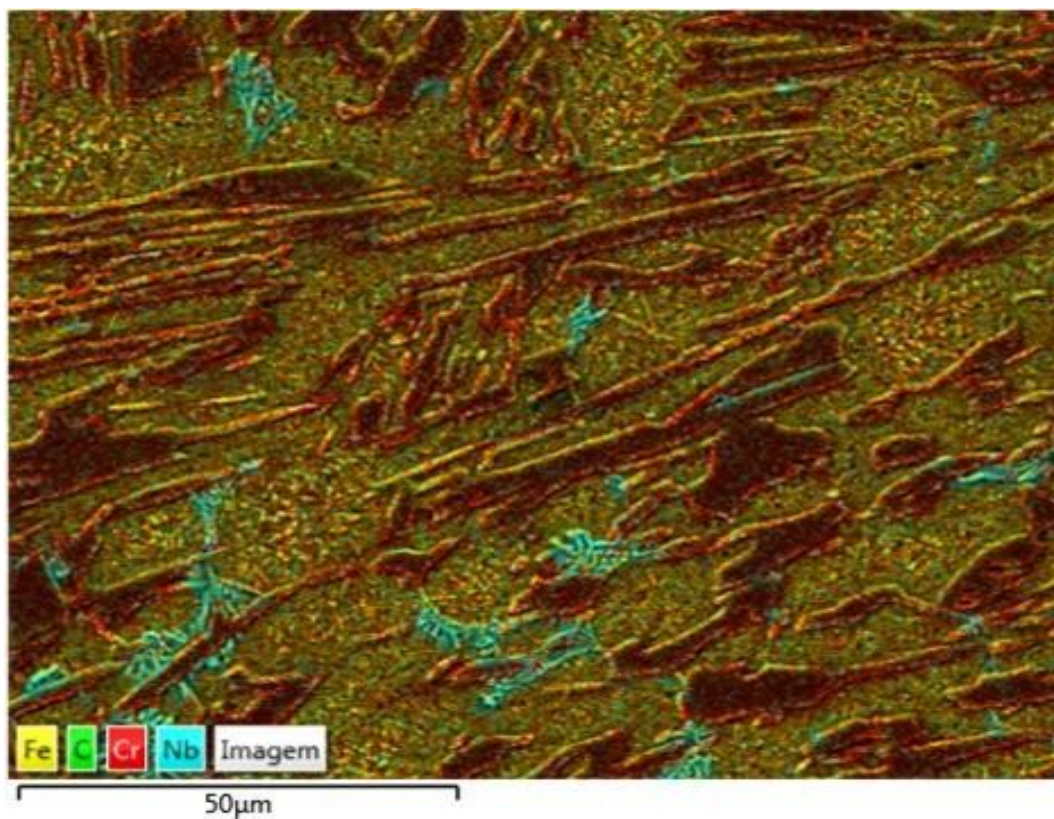
c) Mapeamento químico dos elementos

Fonte: Próprio autor

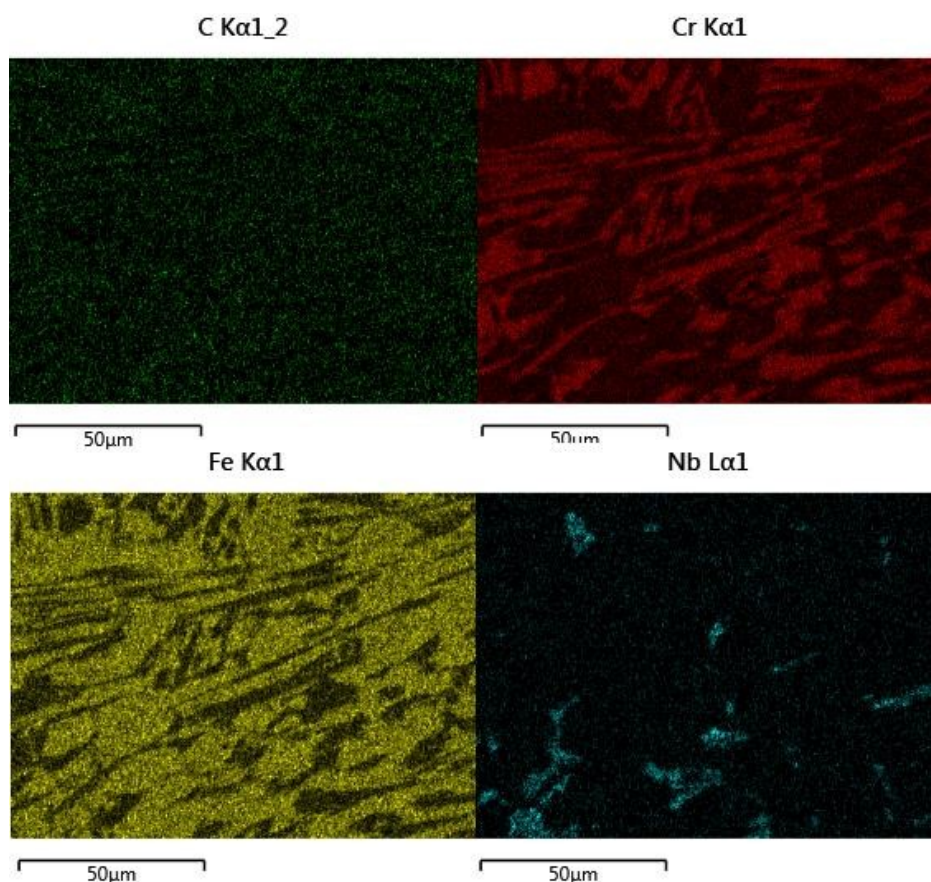
Figura 42 – MEV e mapeamento químico amostra desestabilizada a 1050°C



a) MEV



b) Mapeamento químico

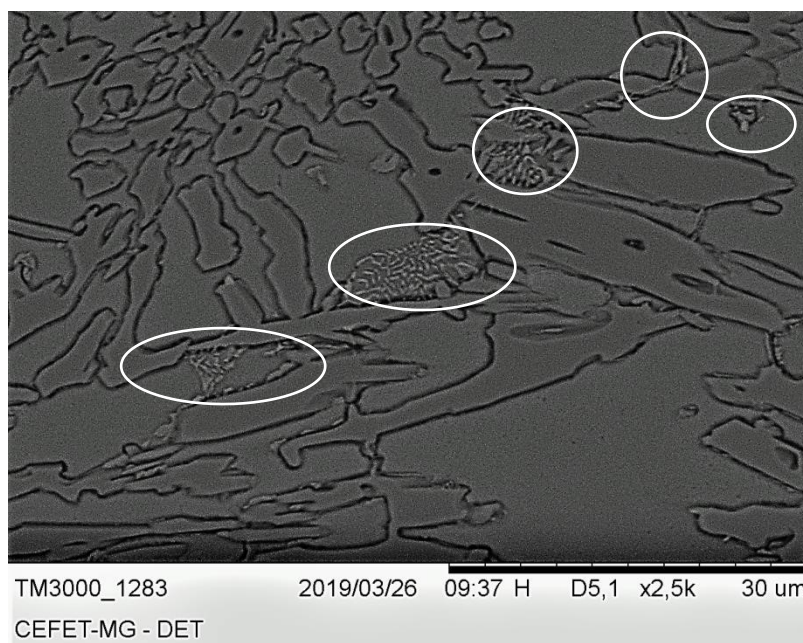


c) Mapeamento químico dos elementos

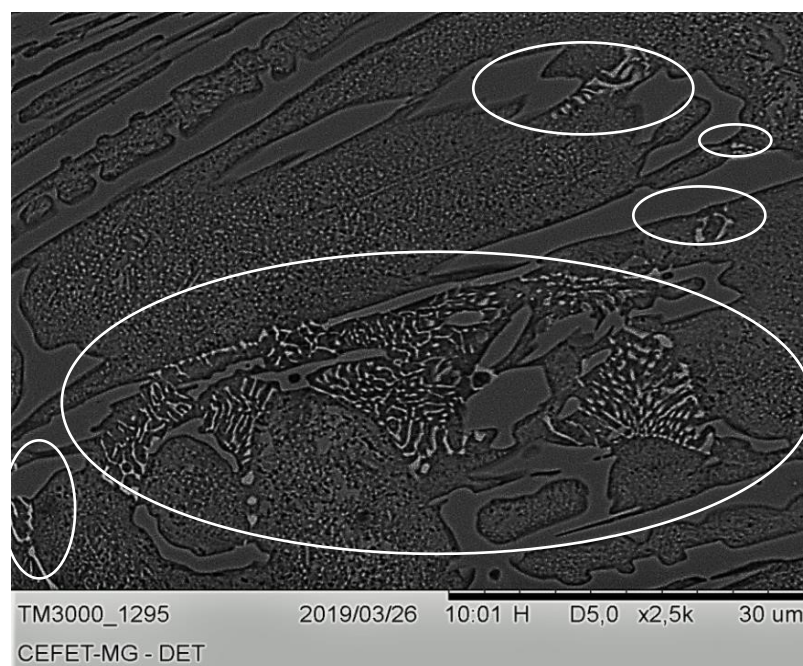
Fonte: Próprio autor

Na figura 43, está representada a disposição dos carbonetos de nióbio para a amostra bruta de fusão (a) e amostra tratada a 950°C (b). É possível perceber a formação de “colônias” de carbonetos de nióbio circundando os carbonetos eutéticos. Os NbC se apresentam em forma de pétalas (*petal-type*) e lâminas finas (*blade-type*). O nióbio é um forte elemento formador de carbonetos e tem uma temperatura de fusão (3500°C) acima do ferro fundido alto cromo; logo, o carboneto de nióbio se forma ainda na fase líquida no material e tem tendência à aglomeração e crescimento se comportando como ponto de nucleação heterogênea para as dendritas de austenita (IBRAHIM et al., 2017; FILIPOVIC et al., 2013).

Figura 43 - MEV Retroespalhado – NbC



a) Amostra bruta de fusão



b) Amostra tratada a 950°C

Fonte: Próprio autor

5.3.2 Mapeamento químico pontual

Os resultados do EDS pontual dos constituintes presentes para as condições de tratamento térmico podem ser verificados na tabela 10 (também apresentadas em forma de gráfico no Anexo A.

Tabela 10 - Valores da análise semiquantitativa dos elementos químicos por EDS

Composição química							
(%)							
	Fe	Cr	C	Nb	Mn	Si	P
Bruto de fusão							
Matriz	75,3	17,3	5,5	-	1,3	0,6	-
Carboneto eutético	25,8	55,5	18,7	-	-	-	-
NbC	43,1	30,6	11,1	14,7	-	0,3	0,2
950°C							
Matriz	66,4	17,8	14,1	-	1,1	0,5	-
Carboneto eutético	25,1	50,7	23,8	0,4	-	-	-
NbC	38,0	11,13	30,5	19,0	0,8	0,3	-
1000°C							
Matriz	73,1	18,6	6,5	-	1,1	0,6	-
Carboneto eutético	35,9	48,1	14,4	0,4	1,2	0,1	-
NbC	47,0	15,0	14,0	22,7	1,0	0,4	-
1050°C							
Matriz	69,3	19,4	9,5	-	1,2	0,6	-
Carboneto Cr	27,4	59,5	11,8	0,3	1,1	-	-
NbC	52,5	12,8	17,2	16,0	1,0	0,5	-

Fonte: Próprio autor

O espectrômetro por energia dispersiva contribui para evidenciar o que o mapeamento químico indicou: os carbonetos eutéticos possuem maior teor de cromo que ferro, e a matriz é formada majoritariamente por ferro. Em todas as amostras, a menor porcentagem de carbono e a maior porcentagem de ferro se encontram na matriz. Não foi possível realizar EDS pontual nos carbonetos secundários devido ao pequeno tamanho desses constituintes.

Foram encontradas baixas porcentagens de nióbio em carbonetos eutéticos. Já na matriz, não foi detectado a presença do elemento Nb, o que indica que se há nióbio,

ele representa um teor muito baixo nesse constituinte. A porcentagem de nióbio nos carbonetos NbC variou entre 14,7% e 22,7%. Foram encontrados manganês e silício na matriz de todas as amostras analisadas e em carbonetos de cromo e de nióbio.

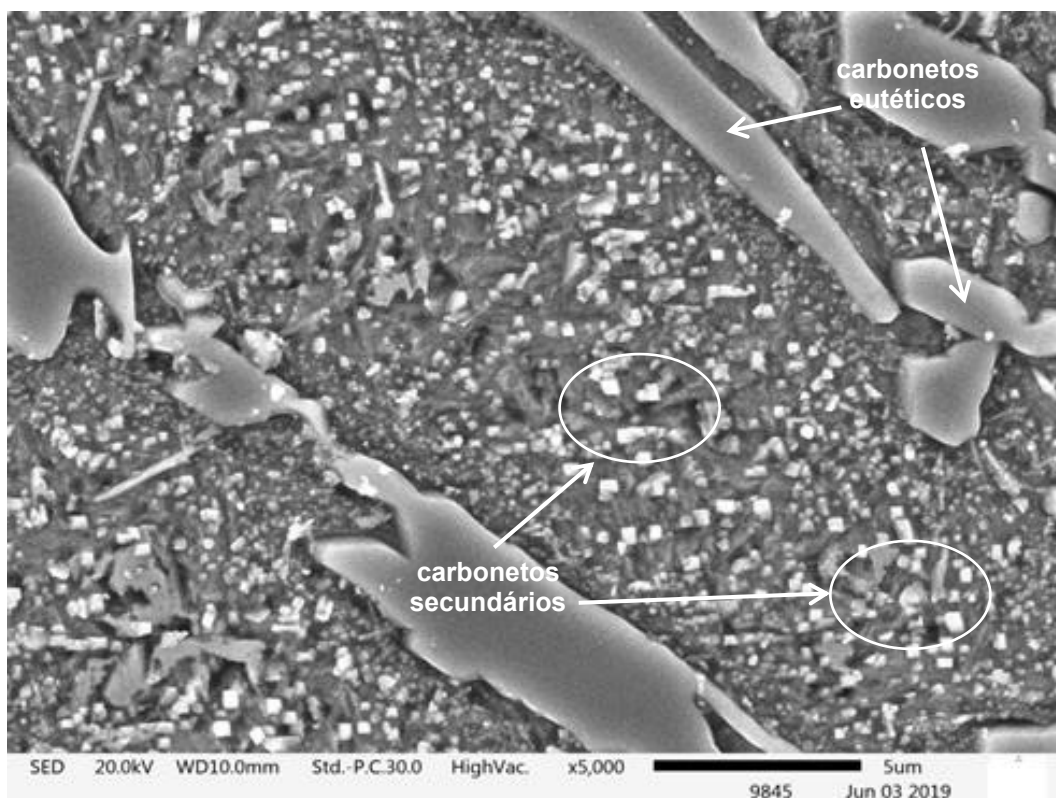
5.3.3 Microscopia eletrônica dos carbonetos secundários

Nas figuras 44, 45 e 46, estão dispostas imagens ampliadas das amostras desestabilizadas. As fases martensita, austenita, carbonetos eutéticos M_7C_3 e carbonetos secundários, também M_7C_3 , estão presentes. Na amostra desestabilizada a 950°C, (figura 44-a e 44-b), notam-se carbonetos secundários na forma de cubos e em menor quantidade na forma de hastes (*rod-type*). Nas demais estruturas, há a presença de carbonetos na forma de cubos e hastes, estes em maior quantidade em relação à estrutura tratada a 950°C. A morfologia de hastes em carbonetos secundários M_7C_3 é retratada na literatura por Karantzalis et al. (2009b) e Powell e Laird (1992), enquanto a forma cúbica de certos carbonetos se assemelha a morfologia “*discrete rod-type*”, descrita por Powell e Laird (1992) e também encontrada por Gasan e Erturk (2013).

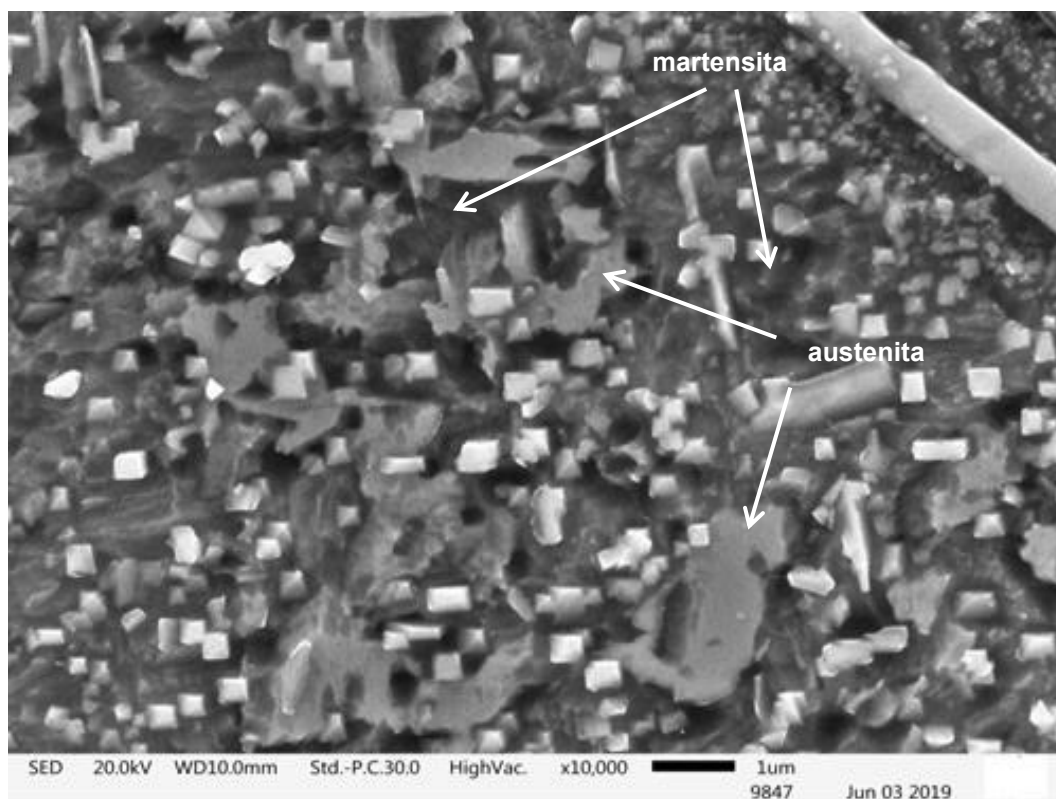
Os carbonetos se tornaram mais grosseiros com o aumento da temperatura de tratamento (figuras 44 a 46), em acordo com Gasan e Erturk (2013) e Liu et al. (2013). Também é possível notar, na estrutura de 1050°C (figura 46) em relação à de 1000°C (figura 45), a presença de carbonetos como hastes mais alongadas. Não é possível afirmar se os carbonetos secundários aumentaram ou diminuíram em quantidade. Foi realizado EDS pontual nos carbonetos secundários a fim de confirmar a estequiometria evidenciada pelo DRX (M_7C_3), entretanto, a alta ampliação tornou o EDS impreciso quanto ao ponto em que verificou a composição química.

Para todas as amostras tratadas, a matriz é predominantemente martensítica (regiões escuras). Com aumento das imagens, se torna nítido a austenita retida. Esse constituinte aparece na forma de placas nos arredores da martensita. Aparentemente, a partir das imagens coletadas, há maior presença de placas de austenita na estrutura desestabilizada a 950°C.

Figura 44 - MEV dos carbonetos secundários desestabilizados a 950°C



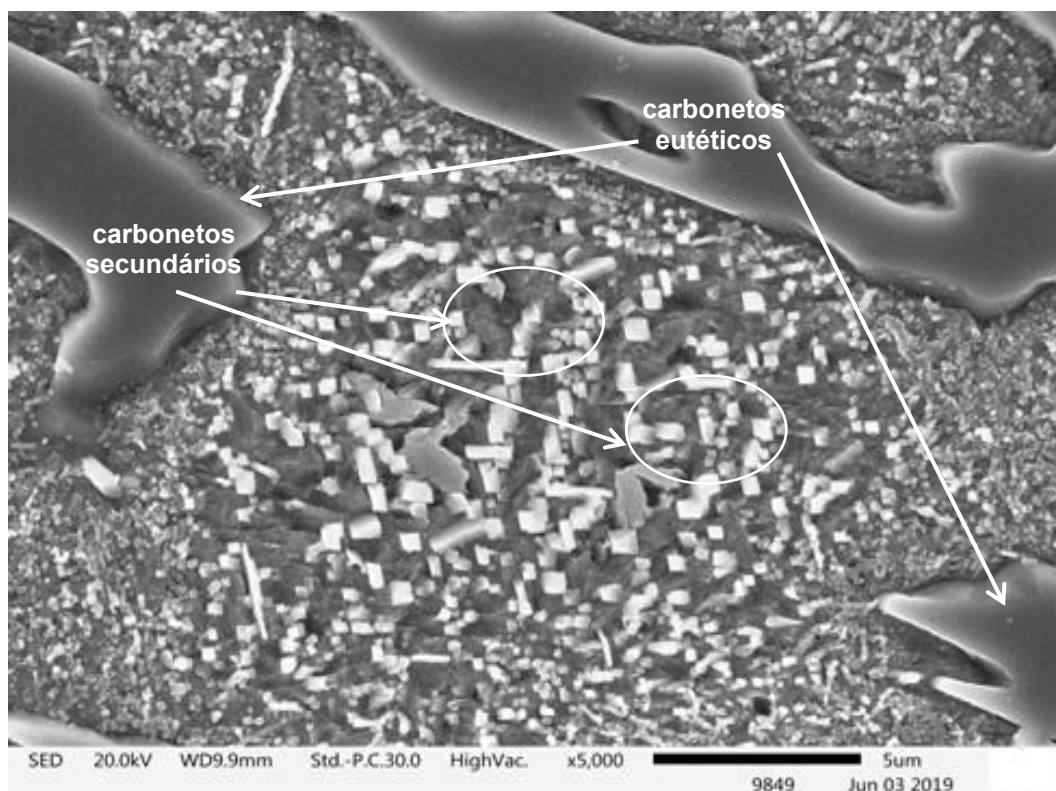
a) Imagem dos carbonetos secundários e eutéticos



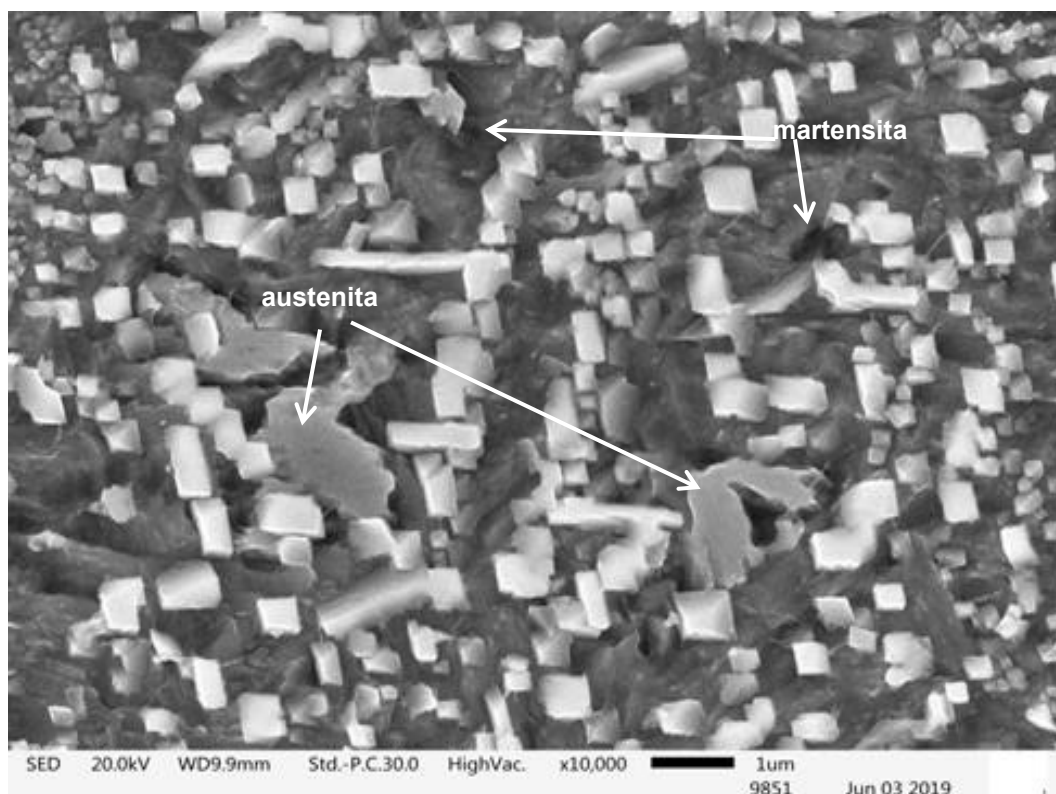
b) Imagem da austenita e da martensita

Fonte: Próprio autor

Figura 45 - MEV dos carbonetos secundários desestabilizados a 1000°C



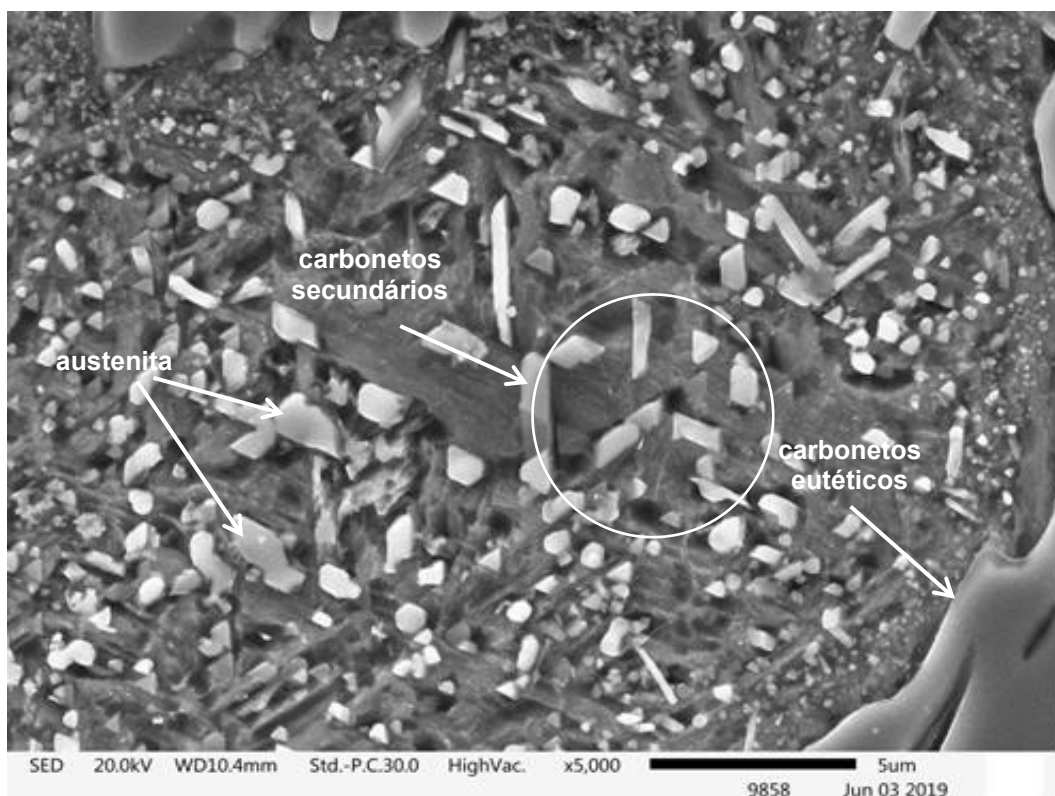
a) Imagem dos carbonetos secundários e eutéticos



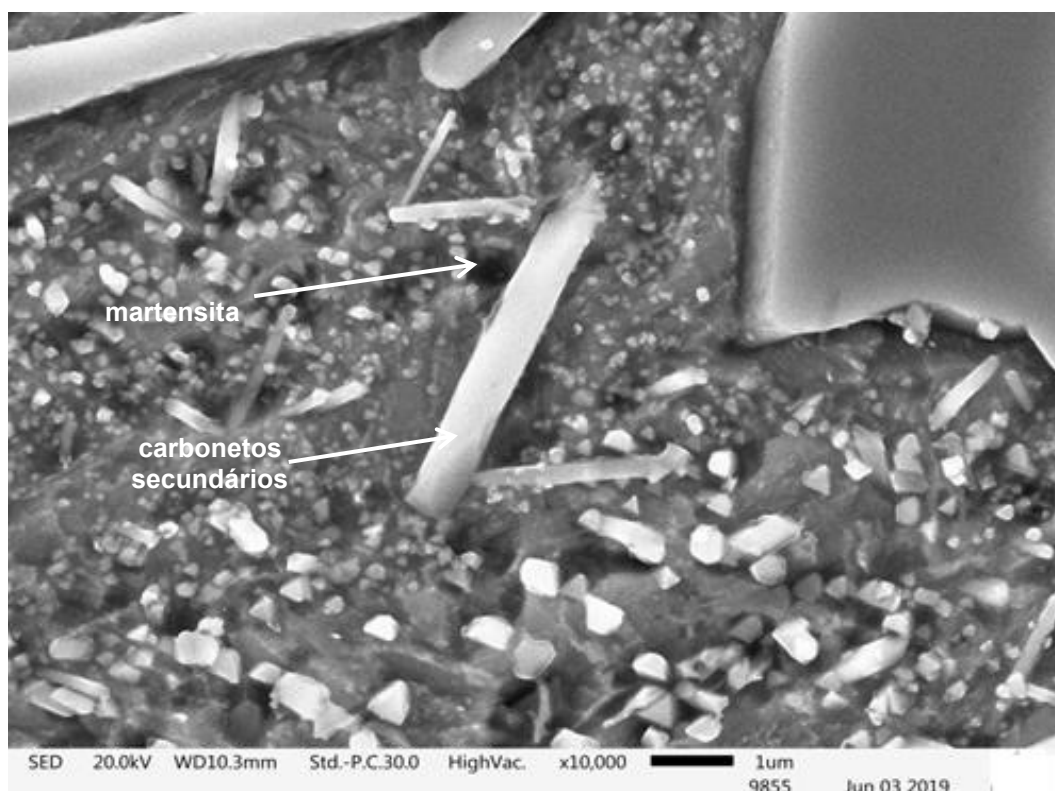
b) Imagem da austenita e da martensita

Fonte: Próprio autor

Figura 46 - MEV dos carbonetos secundários desestabilizados a 1050°C



a) Imagem dos carbonetos secundários e eutéticos e da austenita



b) Imagem da martensita e dos carbonetos secundários

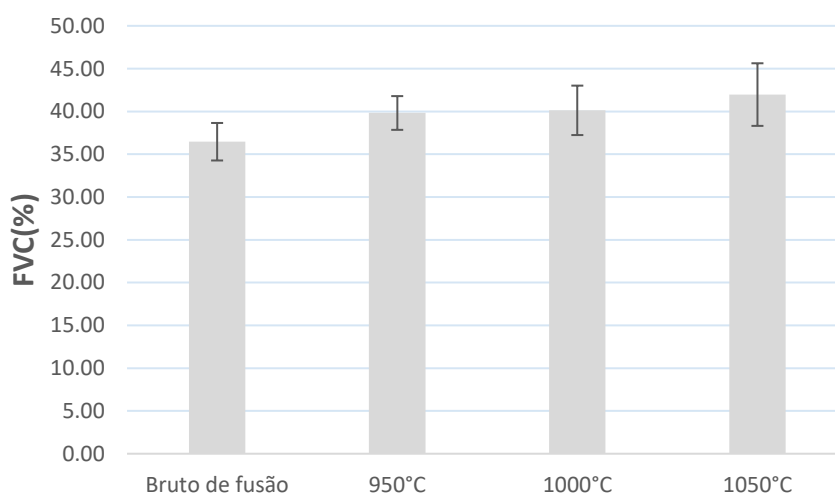
Fonte: Próprio autor

5.4 Quantificação da fração volumétrica de carbonetos (FVC)

O resultado da quantificação da FVC está ilustrado na figura 47 a seguir. A fração volumétrica de carbonetos para o estado bruto de fusão teve média de 36,5% $\pm$ 2,2, algo próximo ao valor obtido pela relação empírica (equação 10), proposta por Maratray apud Tabrett et al. (1971), para quantificar volume de carbonetos eutéticos. O valor obtido pela equação que considera a composição química do material foi de 34,3%.

$$\text{Pet (FVC)} = 12,33 \cdot C + 0,55 \cdot \text{Cr} - 15,2 \quad (10)$$

Figura 47 - Fração volumétrica de carbonetos



Fonte: Próprio autor

Com base na figura 47, nota-se o aumento da FVC com os tratamentos térmicos, devido a precipitação de carbonetos secundários. A FVC aumentou em média: 9,2% para a amostra desestabilizada a 950°C, 10,1% para 1000°C e 15,1% para 1050°C. Os desvios-padrões foram de 6,0%, 5,0%, 7,2% e 8,7%, respectivamente.

O teste estatístico ANOVA, tabela 11, evidencia que há diferença estatística entre o bruto de fusão e as amostras tratadas termicamente. Entretanto, estas apresentaram valores de fração volumétrica de carbonetos estatisticamente iguais. O intervalo de confiança adotado é de 95%.

Tabela 11 - Teste ANOVA: FVC

α	p-valor	F	F crítico	Resultado
Todas as amostras				
0,05	0,0003	5,9398	2,9752	Diferentes
Amostras tratadas termicamente				
0,05	0,3337	1,1671	3,5546	Iguais

Fonte: Próprio autor

O fato de não haver diferença estatística entre as amostras tratadas evidencia que as diferenças de temperatura de desestabilização não provocaram grandes diferenças na fração volumétrica de carbonetos. Os carbonetos secundários que se precipitam nos tratamentos são visivelmente muito menores que os carbonetos eutéticos, o que faz com que diferenças na quantidade de precipitação de carbonetos secundários não tenham impacto significativo na fração volumétrica de carbonetos.

Os resultados estão de acordo com Liu et al. (2013); este afirma, em seu trabalho, que não houve alteração significativa na fração de volume de carbonetos secundários para um FFAC independente da condição de tratamento térmico investigada (890°C e 1026°C). A fração foi de aproximadamente 5%, enquanto neste trabalho está em torno de 3,4 a 5,5%.

5.5 Dureza

A figura 48 mostra um exemplo da impressão da carga utilizada na medição de dureza do material.

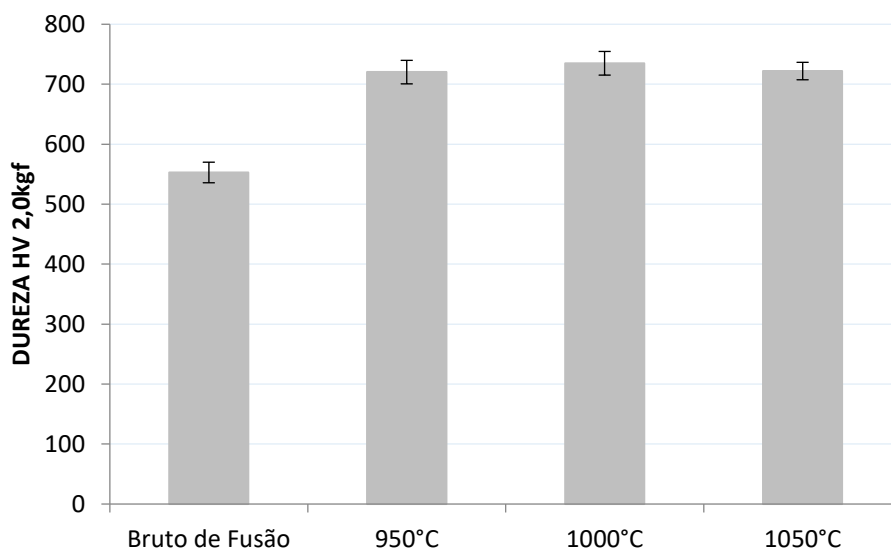
Figura 48 - Impressão da medição de dureza



Fonte: Próprio autor

Os resultados dos ensaios de dureza Vickers (HV_{20}), média e desvio, estão dispostos na figura 49.

Figura 49 - Dureza das ligas



Fonte: Próprio autor

O tratamento térmico de desestabilização seguido de revenimento teve êxito em aumentar a dureza do material, como mostra a figura 49. A dureza aumentou em média: 30,3% para a amostra desestabilizada a 950°C, 32,9% para 1000°C e 30,6% para 1050°C. Os desvios-padrões foram de 3,1%, 2,7%, 2,7% e 2,0%, respectivamente.

O teste estatístico ANOVA, tabela 12, evidencia que há diferença estatística entre o bruto de fusão e as amostras tratadas termicamente. Entretanto, estas apresentaram valores de dureza estatisticamente iguais. O intervalo de confiança adotado é de 95%.

Tabela 12 - Teste ANOVA: Dureza Vickers

α	p-valor	F	F crítico	Resultado
Todas as amostras				
0,05	0,0000	206,8795	2,8742	Diferentes
Amostras tratadas termicamente				
0,05	0,3935	0,9656	3,3541	Iguais

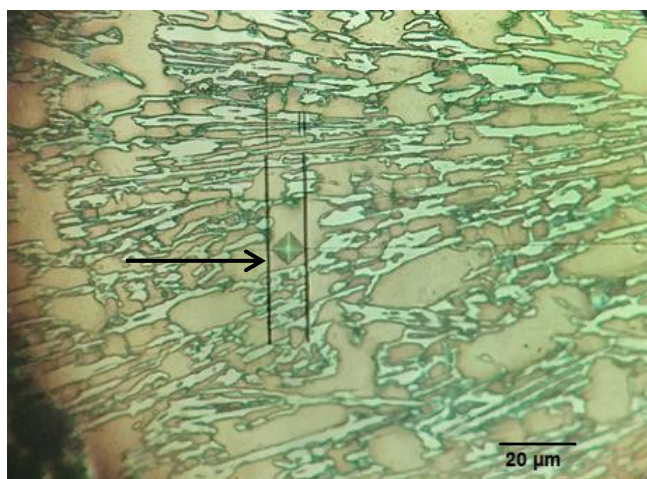
Fonte: Próprio autor

Os resultados das medições de dureza convergem com a tese já fundamentada pela literatura em relação à capacidade do tratamento térmico de endurecer o material. Também reforça a ideia de que a desestabilização a 1000°C é uma temperatura adequada em relação ao nível de dureza, em acordo com Gasan e Erturk (2013), ZHOU et al. (2015) e Karantzalis et al. (2009b). Apesar disso, dentre as temperaturas de desestabilização utilizadas, não houve diferença significativa de dureza

5.6 Microdureza

A figura 50 mostra um exemplo da impressão da carga utilizada na medição da microdureza dos constituintes do material.

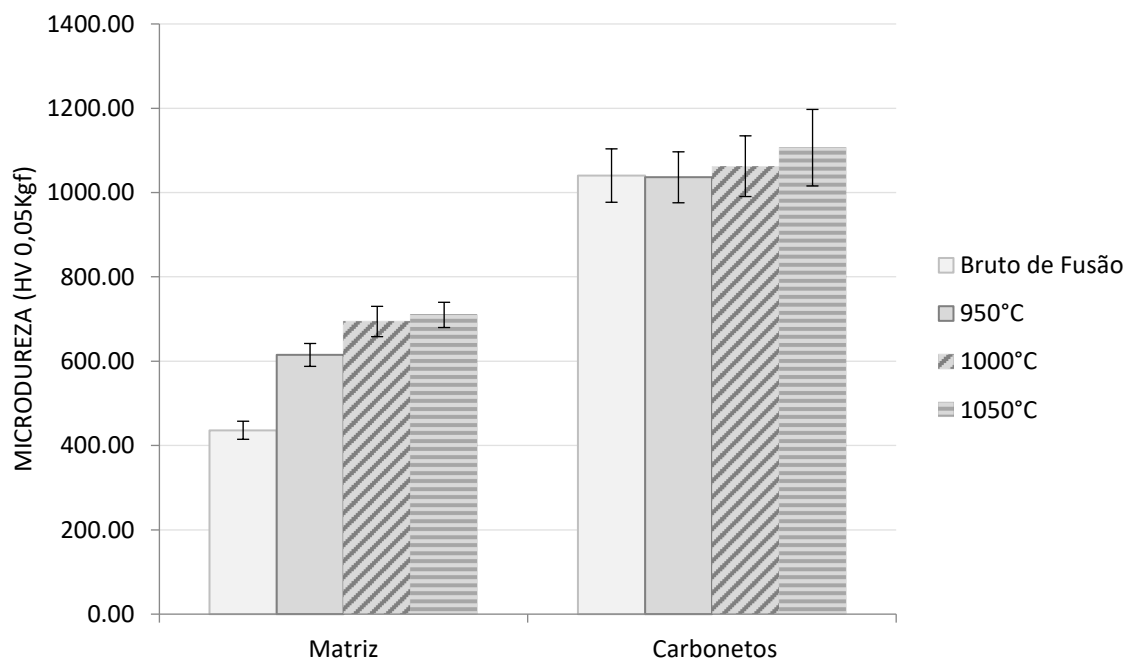
Figura 50 - Impressão da medição da microdureza



Fonte: Próprio autor

Os resultados dos ensaios de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$), média e desvio, estão dispostos na figura 51.

Figura 51 - Microdureza dos constituintes



Fonte: Próprio autor

O tratamento térmico de desestabilização seguido de revenimento teve êxito em aumentar a microdureza da matriz do FFAC, como mostra a figura 51. A microdureza aumentou em média: 41,0% para a amostra desestabilizada a 950°C, 59,1% para 1000°C e 62,7% para 1050°C. Os desvios-padrões foram de 4,9%, 4,4%, 5,2% e 4,2%, respectivamente. Os carbonetos eutéticos não sofreram alterações significativas nos valores de microdureza, já que estes são bastante estáveis.

O teste estatístico ANOVA, tabela 13, evidencia que não há alterações estatísticas na microdureza dos carbonetos eutéticos; entretanto, há diferença estatística nos valores de microdureza relacionados às matrizes do material. O intervalo de confiança adotado é de 95%.

Tabela 13 - Teste ANOVA: Microdureza Vickers

α	p-valor	F	F crítico	Resultado
Carbonetos eutéticos				
0,05	0,1282	2,0178	2,8587	Iguais
Matriz				
0,05	0,0000	172,9699	2,8663	Diferentes

Fonte: Próprio autor

O teste t foi realizado com os valores de microdureza nas matrizes das amostras tratadas. Pela análise dos resultados do teste, pode-se dizer que os valores de microdureza nas matrizes das amostras tratadas a 950°C e 1000°C e a 950°C e 1050°C são estatisticamente diferentes. Entretanto, ao analisar os valores de microdureza de 1000°C e 1050°C, conclui-se dizer que estes são estatisticamente iguais. O intervalo de confiança adotado é de 95%.

Tabela 14 - Teste t: microdureza das matrizes

α	p-valor	Resultado
Amostras tratadas a 950°C e 1000°C		
0,05	0,0000	Diferentes
Amostras tratadas a 950°C e 1050°C		
0,05	0,0000	Diferentes
Amostras tratadas a 1000°C e 1050°C		
0,05	0,2812	Iguais

Fonte: Próprio autor

A diferença de microdureza das matrizes tratadas termicamente pode ser justificada por uma provável maior formação de martensita (durante o processo de resfriamento após a desestabilização). Como já apresentado no tópico 5.1, há indícios, obtidos pelo ensaio DRX, de maior formação de martensita para as amostras desestabilizadas a 1000°C e 1050°C em relação a 950°C. Uma maior formação de carbonetos secundários também podem contribuir para aumento da dureza da matriz.

5.7 Ensaio de desgaste abrasivo

Foram realizadas medidas de densidade nas amostras, conforme tabela 15.

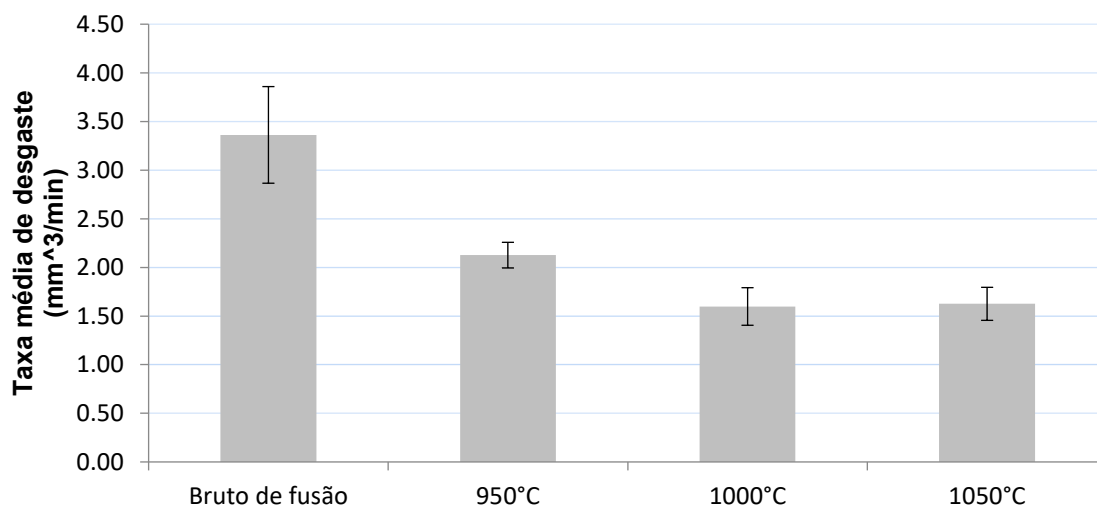
Tabela 15 - Valor de densidade das ligas

Massa do sólido (g)	Volume (cm^3)	Densidade ($\frac{g}{cm^3}$)
45,8190	6,27	7,3115

Fonte: Próprio autor

O ensaio da roda de borracha foi realizado na condição de severidade de 130N, com medição de 15 em 15 minutos até alcançar 60 minutos, conforme detalhado na metodologia, tópico 4.2.8. Foram utilizadas cinco réplicas para cada condição de desgaste totalizando 80 ensaios. A taxa média de desgaste, durante 60 minutos de teste e os respectivos desvios, para as amostras testadas, estão dispostas na figura 52.

Figura 52 - Taxa média de desgaste durante 60 minutos



Fonte: Próprio autor

Constatou-se uma redução da taxa média de desgaste de 36,8% para a amostra desestabilizada 950°C, 52,5% para 1000°C e 51,7 para 1050°C. Os desvios-padrões foram de 14,8%, 6,2%, 12,1% e 10,4%. Para todas as temperaturas de desestabilização testadas, houve melhora considerável na resistência ao desgaste. Houve também redução de desgaste considerável da temperatura de 950°C para 1000°C e 1050°C, 24,8% e 23,5% respectivamente. Conforme ilustrado na figura 52,

os resultados de desgaste foram similares para as temperaturas de 1000 e 1050°C. O teste ANOVA foi realizado, conforme tabela 16, e indica que os resultados do ensaio são estatisticamente diferentes. O intervalo de confiança adotado é de 95%.

Tabela 16 - Teste ANOVA: Taxa média de desgaste

α	p-valor	F	F crítico	Resultado
0,05	0,0000	38,3601	3,2874	Diferentes

Fonte: Próprio autor

O teste t foi realizado com os valores das taxas de desgaste para as amostras tratadas. Pela análise dos resultados do teste, conclui-se que há diferença estatística entre os valores de desgaste para amostras de 950 e 1000°C e entre 950 e 1050°C. Entretanto, não há diferenças estatísticas entre os valores de 1000 e 1050°C. O intervalo de confiança adotado é de 95%.

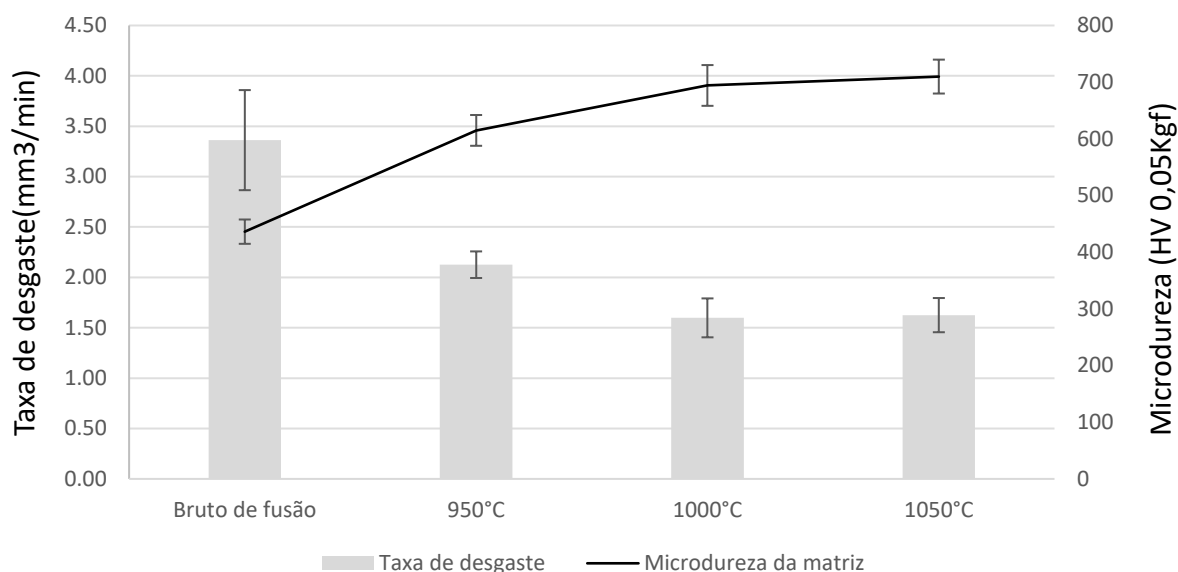
Tabela 17 - Teste t: Desgaste

α	p-valor	Resultado
Amostras tratadas a 950°C e 1000°C		
0,0015	0,05	Diferentes
Amostras tratadas a 950°C e 1050°C		
0,0029	0,05	Diferentes
Amostras tratadas a 1000°C e 1050°C		
0,8291	0,05	Iguais

Fonte: Próprio autor

A melhora na resistência ao desgaste está profundamente relacionado a dureza da matriz como demonstra a figura 53. Nota-se que, para cada conjunto de amostras, a medida em que a microdureza da matriz aumenta, a taxa média de desgaste diminuiu. Como nos valores de microdureza das amostras desestabilizadas a 1000 e 1050°C, as taxas de desgaste para esses materiais foram similares.

Figura 53 - Taxa média de desgaste em relação à microdureza



Fonte: Próprio autor

Verifica-se que a dureza da matriz foi determinante na resistência ao desgaste do material. Os resultados estão de acordo com Rabinowicz (1995) e Hutchings e Shipway (2017) que relatam em seus livros que o volume perdido no desgaste abrasivo é inversamente proporcional a dureza do material. Tabrett et al.(1996) afirma que a matriz tem papel fundamental na resistência ao desgaste ao fornecer suporte mecânico aos carbonetos. Uma matriz martensítica mais dura reduz o desgaste da matriz e, portanto, a taxa com que os carbonetos são fraturados. Zum Gahr e Doane (1980) comentam que uma matriz dura, porém não frágil, fornece a melhor resistência a abrasão para condições de abrasão a baixo esforço como o ensaio da roda de borracha.

O melhor desempenho de resistência ao desgaste pode também estar associado ao tamanho dos carbonetos secundários. Carbonetos têm a capacidade de absorver energia durante o processo de fricção (DOGAN et al.,1997). De acordo com Guitar et al. (2018), carbonetos secundários maiores fornece melhor suporte mecânico e, portanto, maior resistência mecânica.

A perda de volume acumulado em função do tempo, para cada condição de tratamento térmico, está representada na tabela 18.

Tabela 18 - Perda de volume (mm^3) acumulado

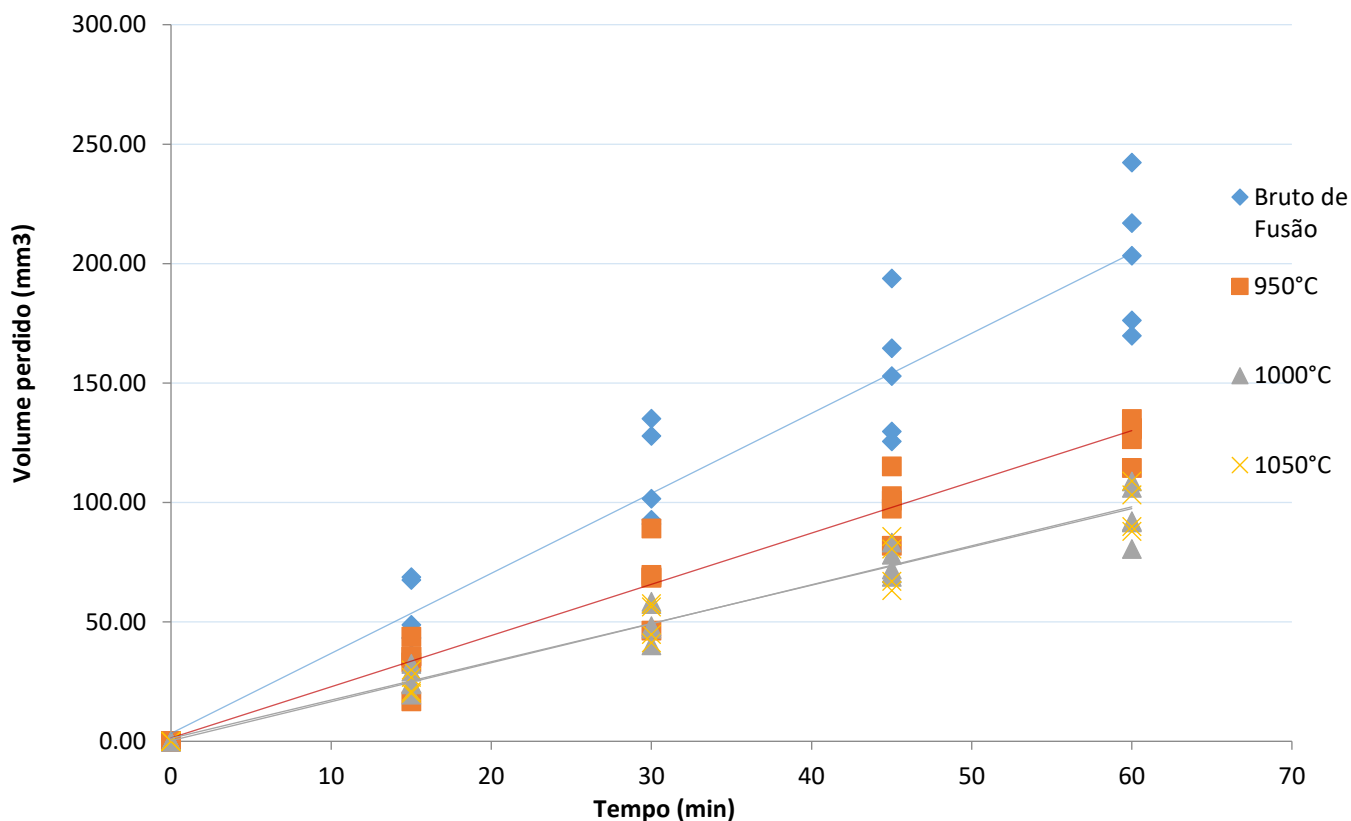
Tempo (min)	Bruto de fusão	950°C	1000°C	1050°C
0	0,0	0,0	0,0	0,0
15	54,3 $\pm$ 12,8	33,0 $\pm$ 9,9	25,9 $\pm$ 5,0	24,4 $\pm$ 4,7
30	109,7 $\pm$ 20,5	68,5 $\pm$ 15,1	50,3 $\pm$ 7,7	50,0 $\pm$ 8,2
45	153,3 $\pm$ 27,8	99,6 $\pm$ 12,0	74,5 $\pm$ 6,0	74,1 $\pm$ 10,8
60	201,7 $\pm$ 29,8	127,6 $\pm$ 7,9	95,9 $\pm$ 11,6	97,5 $\pm$ 10,2

Fonte: Próprio autor

No gráfico da figura 54, está representada a perda de volume das amostras em função do tempo, em minutos. Os dados de cada réplica foram plotadas no gráfico e a regressão linear foi realizada para cada condição. As retas têm como equação representante $y = ax+b$, onde a é o coeficiente angular e inclinação da reta e b é uma constante presente na equação. A regressão linear identifica a equação y que produz a menor diferença entre os valores experimentais e os valores ajustados pelo modelo matemático.

Segundo Hutchings e Shipway (2017), a taxa de desgaste pode ser definida pela razão entre a variação do desgaste – volume ou massa de material removido – e a variação da exposição ao desgaste – distância percorrida do desgaste, massa da partícula abrasiva impregnada, tempo e energia de atrito dissipada. Portanto, a taxa de desgaste é justamente volume perdido(mm^3)/ tempo(min), inclinação da reta obtida pela regressão linear. O valor da constante b corresponde a um valor de erro residual relacionado ao ajuste matemático da regressão linear.

Figura 54 - Volume perdido em função do tempo



Fonte: Próprio autor

As equações das retas obtidas por meio da regressão linear estão dispostas na tabela 19. O R^2 acima de 0,93 para todas as condições é um indicador que há uma forte relação linear entre a variável dependente (volume perdido) e a independente (tempo). A diferença dos valores da taxa de desgaste obtida pela regressão linear em relação aos valores de taxa média de desgaste foram: 0,38% para o bruto de fusão, 0,88% para 950°C, 0,28% para 1000°C e 0,38% para 1050°C.

Tabela 19 - Equações da reta da perda de volume em função do tempo

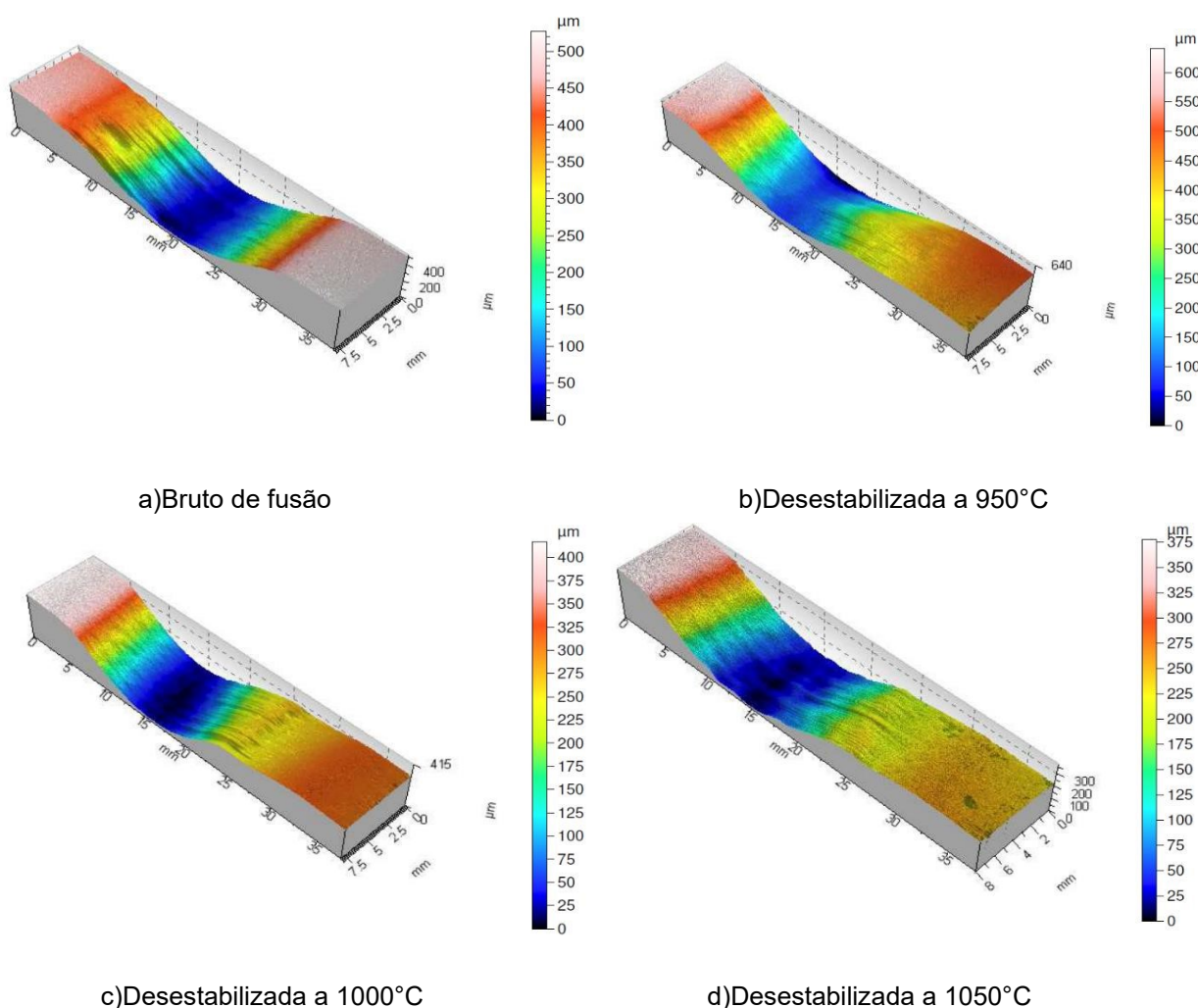
	Equação da reta	R^2
Bruto de fusão	Vol. (mm ³) = 3,3495t(min) + 3,3204	0,9318
950°C	Vol. (mm ³) = 2,1446t(min) + 1,3825	0,9587
1000°C	Vol. (mm ³) = 1,6026t(min) + 1,2452	0,9649
1050°C	Vol. (mm ³) = 1,6316t(min) + 0,2612	0,9626

Fonte: Próprio autor

5.7.1 Perfilometria 3D

Os perfis obtidos pelo ensaio da perfilometria 3D estão exibidos na figura 55. Foi selecionado uma amostra de cada condição para o ensaio. O perfilômetro percorreu uma área de $38 \times 8 \text{ mm}^2$ em cada amostra, aproximadamente 32% da área desgastada. Em todas as amostras, houve uma região concentrada de maior desgaste caracterizada pela cor azul, e regiões periféricas apresentando menor desgaste caracterizadas pela cor vermelha. Isso ocorre devido a característica do ensaio da roda de borracha, em que a força atuante na amostra contra a roda se concentra em uma região. Há também, visível diferença de textura entre as regiões mais profundas e regiões periféricas. Nas regiões onde a profundidade é maior, há riscos bem mais acentuados que regiões periféricas.

Figura 55 - Imagens da perfilometria tridimensional das amostras



Fonte: Próprio autor

Foi realizado tratamento de dados nas amostras ensaiadas com o perfilômetro para obter os parâmetros de rugosidade Sp , Sv , Ssk , Sku e Sa conforme tabela 20.

Tabela 20 - Parâmetros de rugosidade das amostras (μm)

	Sp	Sv	Ssk	Sku	Sa
BF	226	301	-0,333	1,62	149
950°C	297	343	-0,226	1,87	142
1000°C	190	227	-0,36	1,94	106
1050°C	194	184	-0,135	2,05	85,8

Fonte: Próprio autor

Com base na tabela, percebe-se que as condições que apresentaram maior desgaste (bruto de fusão e desestabilizado a 950°C) também resultaram em maior rugosidade média superficial, Sa . As amostras com maior resistência ao desgaste, desestabilizadas a 1000°C e 1050°C, apresentaram rugosidades Sa menores. Isso pode ser relacionado à dificuldade de se deformar plasticamente os materiais desestabilizados a 1000°C e 1050°C, devido a matrizes de maior dureza.

Para as amostras testadas no perfilômetro os valores de rugosidade Sa , Sp e Sv diminuíram à medida que a temperatura de desestabilização aumentou, e apresentaram maiores valores nas superfícies que sofreram maior desgaste. Entretanto, uma ressalva tem que ser feita em relação às amostras bruto de fusão e desestabilizada a 950°C. No caso, o ensaio resultou em valores menores dos parâmetros Sp e Sv para o bruto de fusão em relação à amostra desestabilizada a 950°C. Esses parâmetros correspondem a valores máximos de rugosidade, seja de pico ou vale; não necessariamente descrevem a rugosidade da superfície como um todo.

Os valores negativos de Ssk indicam a predominância de vales na superfície. Os valores de Sku (<3) indicam a baixa presença de picos ou vales distantes dos valores do plano médio da superfície avaliada (STOUT et al., 2004), como também a variação gradual dos valores de picos e vales na superfície.

A rugosidade também foi avaliada em três regiões diferentes de uma mesma amostra, para todas as condições. Os valores dos parâmetros de rugosidade estão dispostos na tabela 21. As regiões profundas correspondem à área entre os comprimentos 17,5 e 22,5 mm (bruto de fusão) e entre os comprimentos 12,5 e 17,5 mm (amostras tratadas). As regiões rasas correspondem à área entre os comprimentos 0 e 5 mm (região 1) e entre 30 e 35 mm (região 2) para todas as amostras ensaiadas no perfilômetro.

Tabela 21 - Parâmetros de rugosidade de acordo com região de cada amostra(μm)

		Sp	Sv	Ssk	Sku	Sa
Bruto de fusão	Região rasa 1	5,12	11,6	-0,366	6,35	0,739
	Região profunda	45,3	40,4	0,771	3,49	9,96
	Região rasa 2	7,46	11,3	0,0654	3,71	1,55
950°C	Região rasa 1	15,9	32,5	-1,16	9,72	3,03
	Região profunda	73,9	95,8	-0,354	3,51	23,2
	Região rasa 2	6,69	8,89	-0,111	3,18	1,55
1000°C	Região rasa 1	5,54	13,4	-0,743	6,18	1,38
	Região profunda	54,0	24,9	0,884	3,18	11,1
	Região rasa 2	4,27	4,63	-0,275	3,91	0,712
1050°C	Região rasa 1	11,4	13,3	-0,282	3,96	2,38
	Região profunda	34,5	27,2	0,406	2,79	8,93
	Região rasa 2	5,30	37,6	-3,78	32,7	1,42

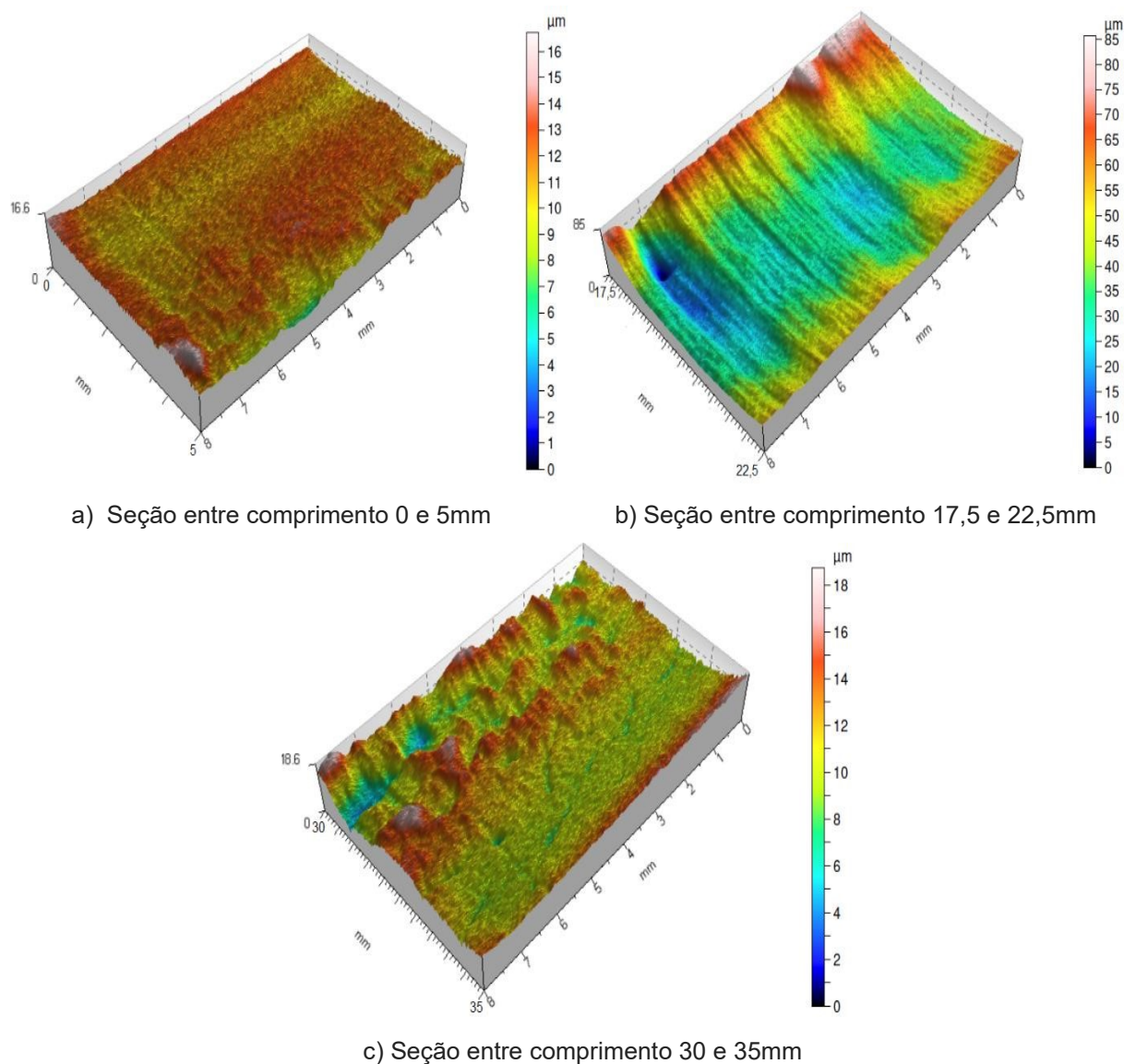
Fonte: Próprio autor

As regiões mais profundas apresentaram os maiores valores de rugosidade Sa, Sp e Sv considerando medidas feitas na mesma amostra. Isso pode ser relacionado a maior deformação plástica causada por um desgaste mais intenso nessas regiões. Variações de desgaste ao longo da largura de teste das amostras (0 a 8 mm) podem ser causadas pela vibração da roda durante o teste, o que faz com que a força normal de contato, entre roda e amostra, varie em função da largura e do tempo de teste.

É interessante notar que há desvios maiores de valores de picos e vales (Sku) se considerarmos as avaliações feitas por regiões distintas em relação a análise do comprimento inteiro das amostras. Houve predominância de pico nas regiões mais desgastadas para três das quatro condições (bruto de fusão, 1000 e 1050°C). Nas regiões rasas, houve predominância de vales para todas as condições. Na amostra

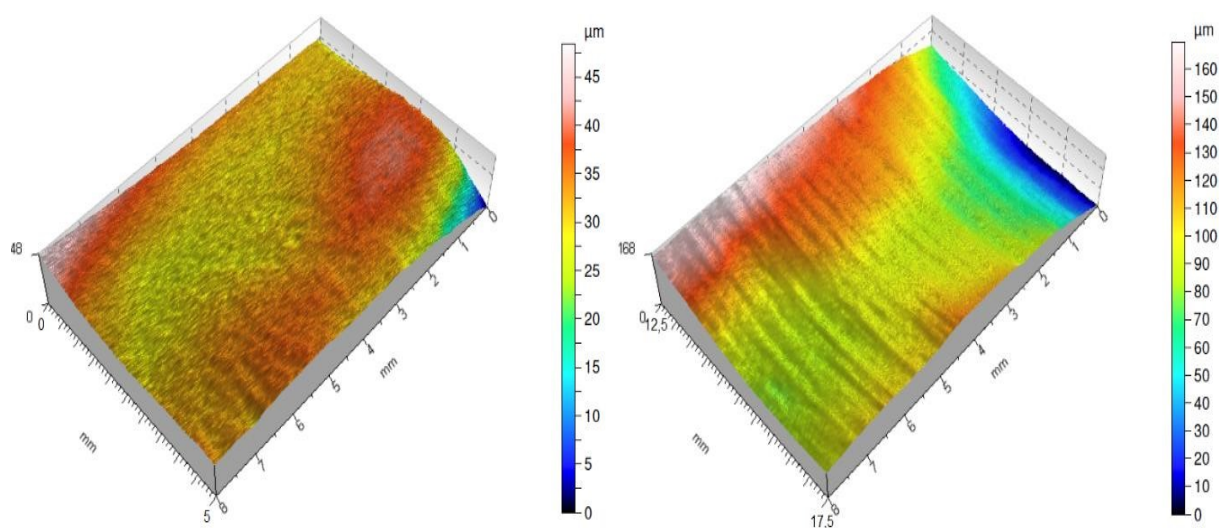
da condição desestabilizada a 1050°C, houve valores distorcidos na região rasa 2, em função da presença de poros. Nas figuras 56 a 59, estão representadas a perfilometria 3D das três regiões distintas de cada amostra avaliada.

Figura 56 - Perfilometria 3D de regiões distintas de uma amostra bruto de fusão



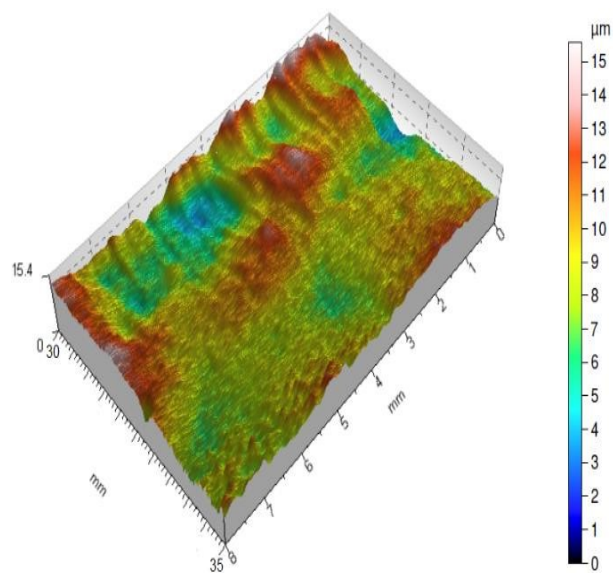
Fonte: Próprio autor

Figura 57 - Perfilometria 3D de regiões distintas de uma amostra tratada a 950°C



a) Seção entre comprimento 0 e 5mm

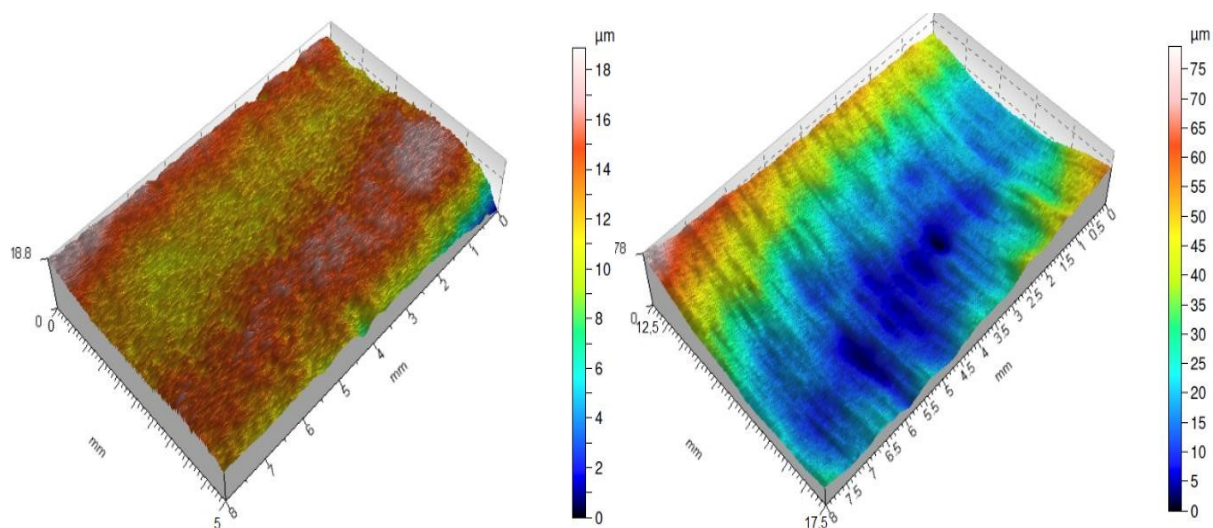
b) Seção entre comprimento 12,5 e 17,5mm



c) Seção entre comprimento 30 e 35mm

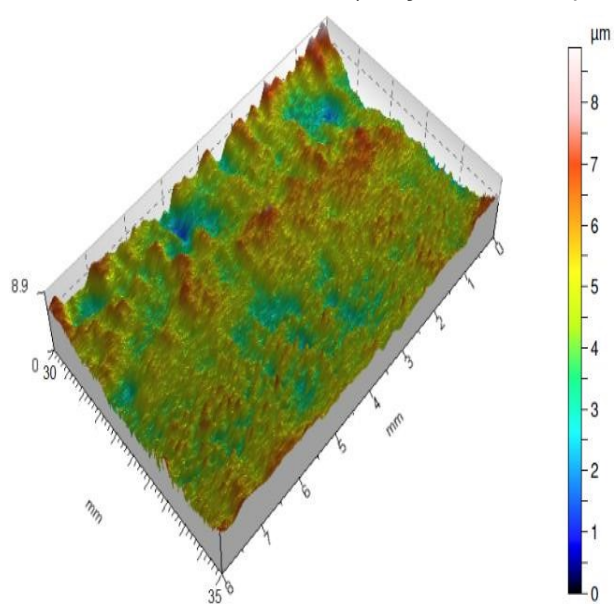
Fonte: Próprio autor

Figura 58 - Perfilometria 3D de regiões distintas de uma amostra tratada a 1000°C



a) Seção entre comprimento 0 e 5mm

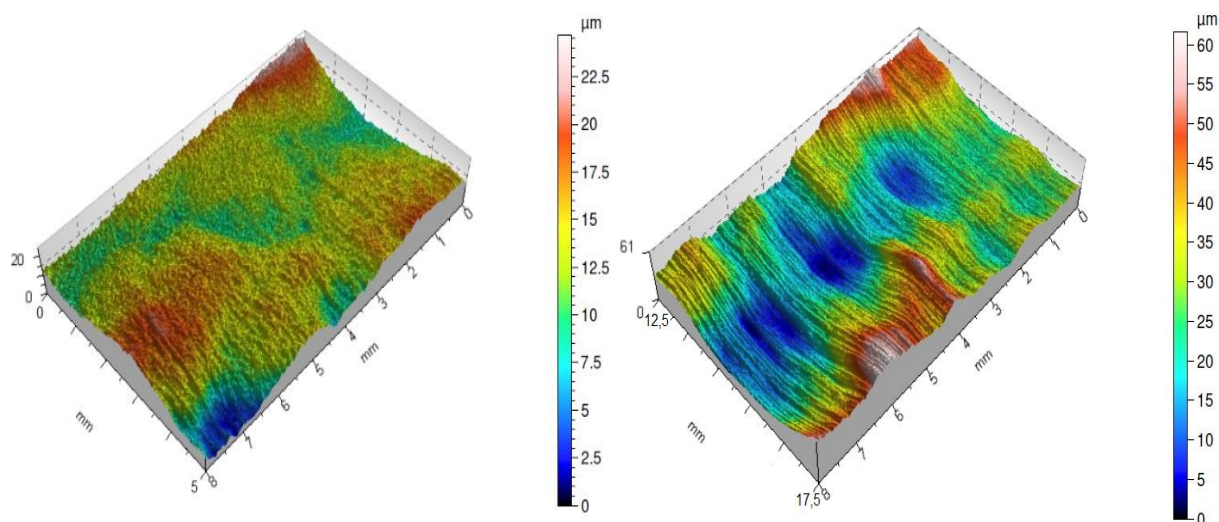
b) Seção entre comprimento 12,5 e 17,5mm



c) Seção entre comprimento 30 e 35mm

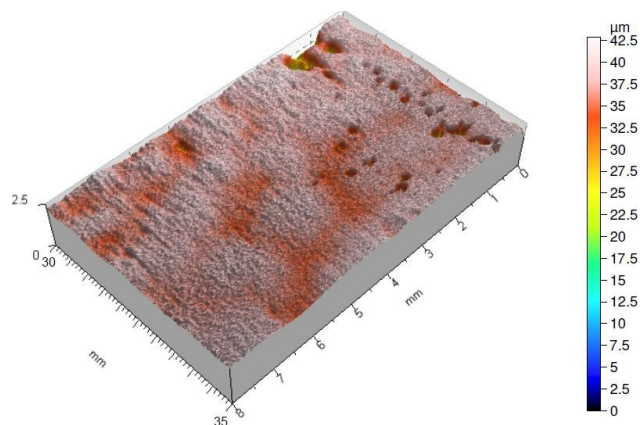
Fonte: Próprio autor

Figura 59 - Perfilometria 3D de regiões distintas de uma amostra tratada a 1050°



a) Seção entre comprimento 0 e 5mm

b) Seção entre comprimento 12,5 e 17,5mm



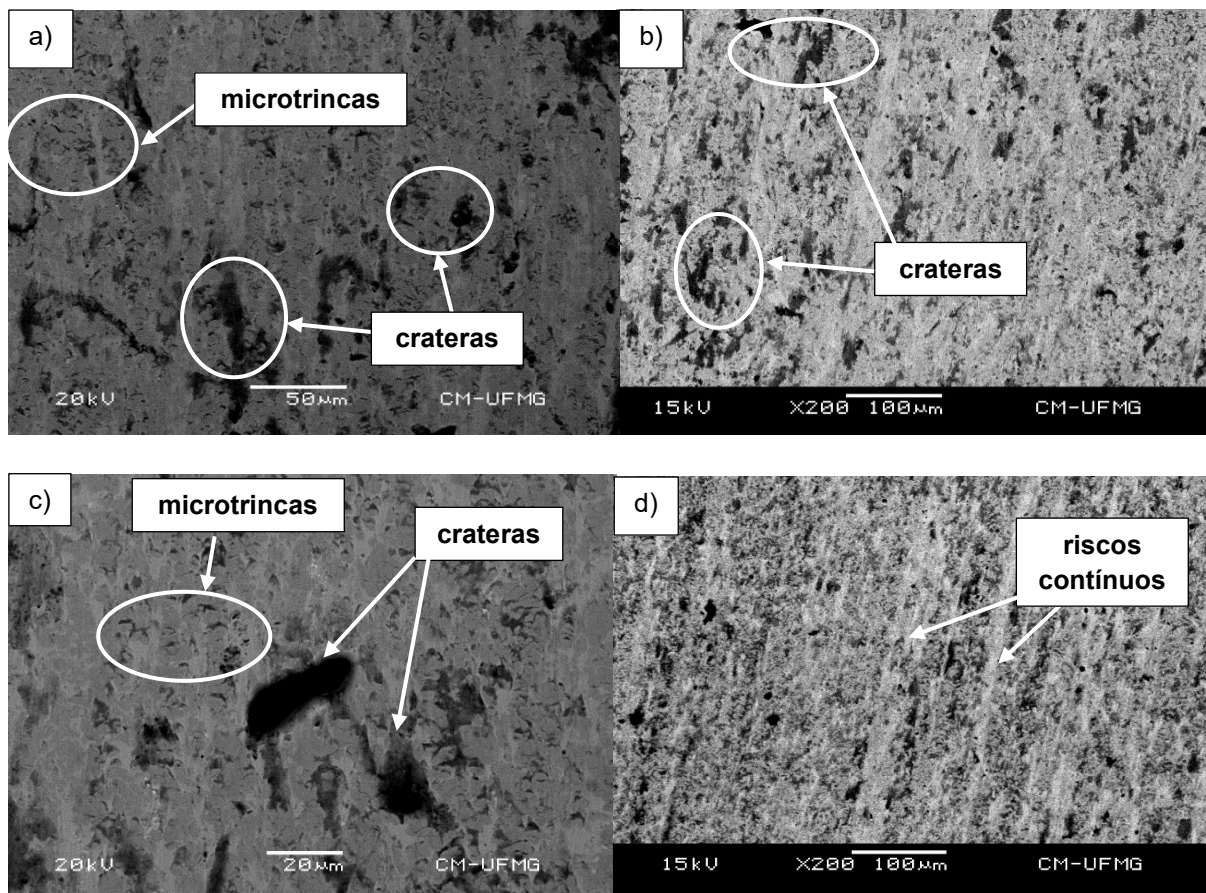
c) Seção entre comprimento 30 e 35mm

Fonte: Próprio autor

5.7.2 Desgaste nas amostras – Análise pelo MEV

As imagens do desgaste na amostra do estado bruto de fusão estão ilustradas na figura 60. O mecanismo de desgaste é deformação plástica preferencialmente da matriz, com presença de microsulcamento e microcortes. Nas figuras 60-a e 60-c, sobretudo, verifica-se sulcos e crateras, majoritariamente, na região da matriz; como também crateras que atravessam a região da matriz e carbonetos. Essas observações estão de acordo com o mecanismo proposto por Albertin e Sinatora (2001) para materiais heterogêneos, em que a matriz é desgastada preferencialmente, expondo carbonetos eutéticos que são arrancados ou fraturados.

Figura 60 - MEV do ensaio de desgaste nas amostras do estado bruto de fusão

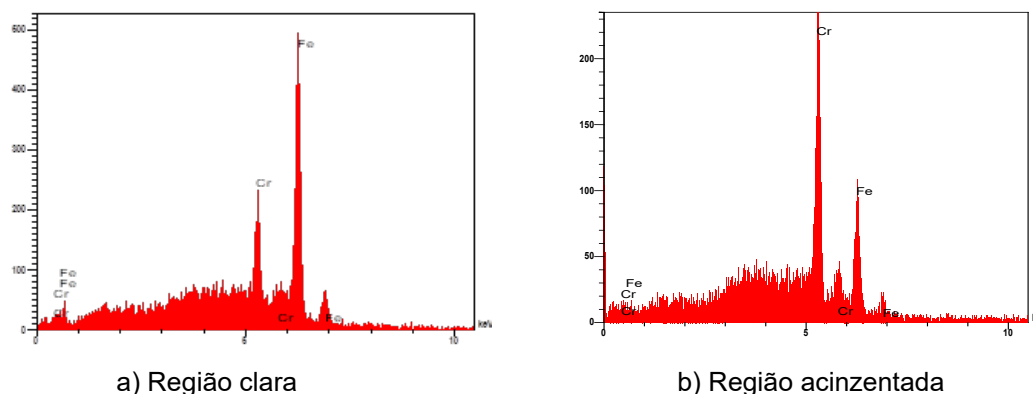


Fonte: Próprio autor

Os riscos contínuos relacionados ao desgaste por microcorte estão indicados pelas setas. Há também a presença de microtrincas principalmente nas regiões dos carbonetos.

De acordo com as análises em EDS realizadas, figura 61, as regiões mais esbranquiçadas possuem porcentagem majoritária de ferro; logo, são regiões em que a matriz é predominante. Já as regiões acinzentadas possuem como elemento majoritário o cromo; logo, são regiões em que o carboneto é predominante. Foi realizado EDS em todas as amostras, e todos os resultados corroboram para o que foi explicitado acima. Os demais gráficos obtidos pelo EDS estão no Anexo B.

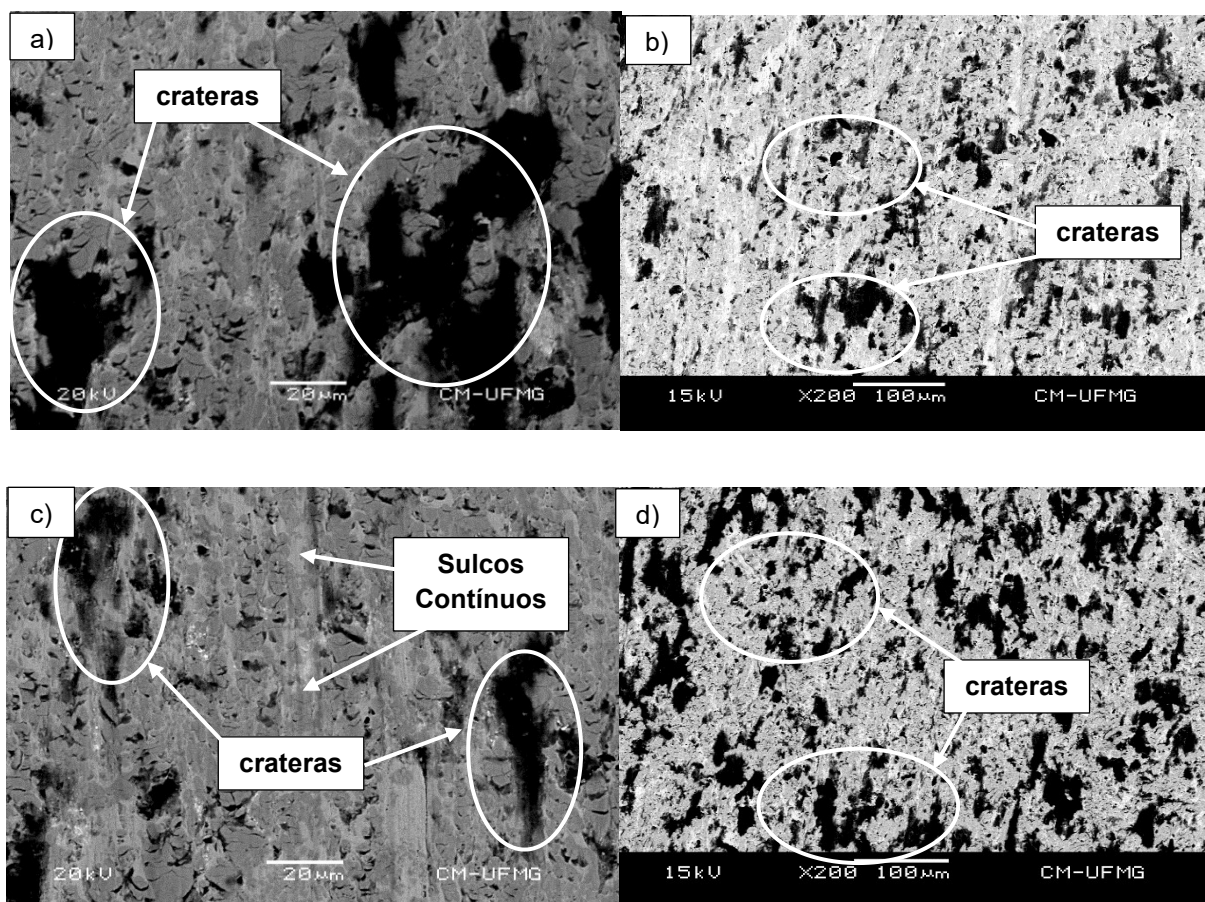
Figura 61 - EDS realizado na microestrutura de amostra bruta de fusão



Fonte: Próprio autor

As imagens do desgaste na amostra desestabilizada a 950°C estão ilustradas na figura 62. O mecanismo predominante é desgaste por deformação plástica preferencial na matriz. Há presença, principalmente, do mecanismo de sulcamento. Nota-se, sobretudo na figura 62-b, sulcos contínuos bem acentuados, esses sulcos são provocados pela partícula abrasiva que percorre a amostra removendo material até encontrar alguma barreira, que pode ser um carboneto de cromo ou de nióbio. Trincas na região dos carbonetos também são notados. Como ocorre no bruto de fusão, o desgaste é capaz de provocar crateras causadas pelo desgaste preferencial da matriz ou arrancamento de carbonetos (*grain pull-out*). Não é possível notar diferenças de micromecanismos de desgaste entre as diferentes regiões da amostra.

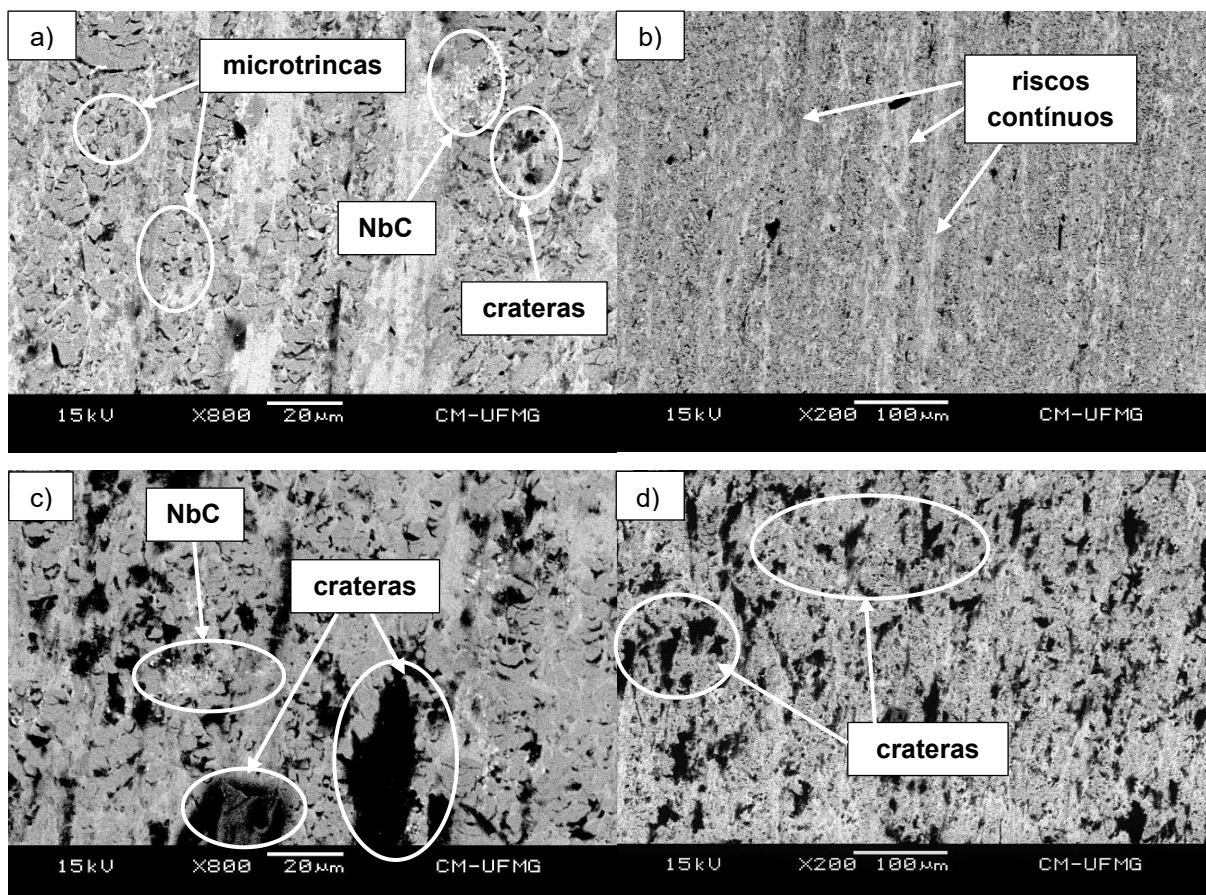
Figura 62 - Desgaste nas amostras desestabilizadas a 950°C



Fonte: Próprio autor

As imagens do desgaste na amostra desestabilizada a 1000°C estão ilustradas na figura 63. Assim como nos dois primeiros casos, o mecanismo predominante é desgaste por deformação plástica. Não é possível perceber diferenças de mecanismos entre as diferentes regiões da amostra. É notável, também, trincas na superfície da matriz e dos carbonetos. Na figura 63-c, é perceptível os carbonetos de nióbio (regiões bastante claras), os carbonetos de nióbio agem como barreira à deformação plástica, assim como os outros carbonetos.

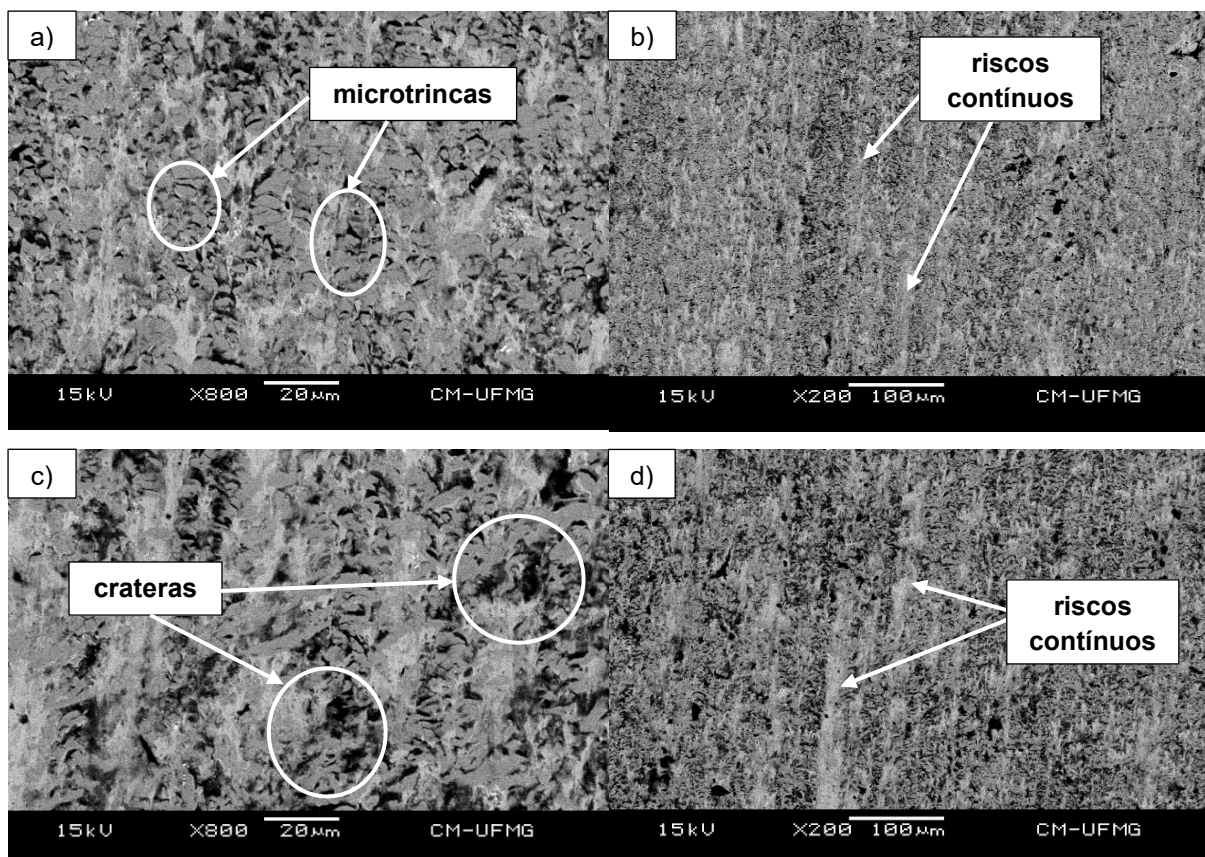
Figura 63 - Desgaste nas amostras desestabilizadas a 1000°C



Fonte: Próprio autor

As imagens do desgaste na amostra desestabilizada a 1050°C estão ilustradas na figura 64. O mecanismo atuante é deformação plástica preferencial na matriz. Há presença dos mecanismos de microsulcamento e microcorte. Não é possível perceber diferenças de mecanismos entre as regiões centrais e periféricas da amostra. É notável, também, trincas na superfície da matriz e dos carbonetos.

Figura 64 - Desgaste nas amostras desestabilizadas a 1050°C



Fonte: Próprio autor

Analisando as micrografias das diferentes condições de tratamento, nota-se, sobretudo nas figuras com ampliação x200 - figuras 60, 62, 63 e 64 (b) e (d)-, que as crateras produzidas pelo desgaste são menores e menos abundantes nas amostras desestabilizadas a 1000°C e 1050°C em relação à amostra tratada a 950°C. Comparando as diferentes condições, há maior predominância de microcorte para as temperaturas 1000°C e 1050°C. Esses fatos podem ser relacionados à maior dureza da matriz nessas temperaturas de desestabilização. Hutchings e Shipway (2017) comentam que a proporção de material removido por corte ao invés de sulcamento tende a aumentar com o aumento da dureza da amostra, o que reforça as conclusões obtidas neste trabalho.

6 CONCLUSÃO

Com base nos resultados, conclui-se que:

1. O tratamento térmico foi eficiente em transformar a matriz em predominantemente martensítica. Entretanto, identificou-se a presença de austenita retida após o tratamento.
2. Os carbonetos de nióbio estão aglomerados em forma de pétalas (*petal-type*) e lâminas (*blade-type*), os carbonetos eutéticos em forma de hastes (*rod-type*) e lâminas (*blade-type*).
3. Houve a precipitação de carbonetos secundários do tipo M_7C_3 . À medida que a temperatura de desestabilização aumentou, os carbonetos se tornaram mais grosseiros, com maior presença de carbonetos na forma de hastes.
4. Não houve alteração significativa na fração volumétrica de carbonetos para as temperaturas utilizadas e uma diferença de 3,4 a 5,5% em relação ao bruto de fusão.
5. Houve um aumento significativo de dureza da condição do bruto de fusão para as amostras tratadas termicamente. Entretanto, não houve diferença de dureza entre as amostras tratadas.
6. Os menores valores de microdureza da matriz foram referentes às amostras bruto de fusão, seguidas das peças desestabilizadas a 950°C. As amostras tratadas a 1000°C e 1050°C apresentaram valores estatisticamente iguais. Isso é provavelmente resultado de uma possível maior formação de martensita.
7. A resistência ao desgaste das amostras está fortemente ligada à dureza das matrizes. Os melhores valores de resistência ao desgaste foram das matrizes das amostras com maior valor de dureza.
8. Os valores dos parâmetros de textura das amostras desgastadas avaliadas foram, em geral, inversamente proporcionais à resistência ao desgaste. Houve a predominância de picos ($S_{sk}>0$) nas regiões com maior volume removido e predominância de vales ($S_{sk}<0$) nas regiões onde o desgaste foi menos intenso. O mecanismo de desgaste atuante foi deformação plástica preferencial na matriz. Microsulcamento e microcorte foram os micromecanismos de desgaste atuantes.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Verificar a atuação das diferentes morfologias de carbonetos secundários na performance da resistência ao desgaste por abrasão.
2. Quantificar as fases de carbonetos pelo método Rietveld e comparar com os resultados obtidos pelo método utilizado neste trabalho.
3. Realizar ensaios no campo de trabalho em peças de escala real de trabalho e comparar os micromecanismos de desgaste com os atuantes nos ensaios realizados na roda de borracha.
4. Investigar a formação de picos e vales nas amostras, durante o ensaio da roda de borracha em um FFAC.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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.

ALBERTIN, E., SINATORA, A. Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill. *Wear*, v.250, n.1, p. 492-501, 2001.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A532-14**: standard specification for abrasion-resistant cast irons standard. West Conshohocken, 2014. 4p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B611-13**: standard terminology relating to wear and erosion. West Conshohocken, 2013. 6p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G40-17**: standard terminology relating to wear and erosion. West Conshohocken, 2017. 8p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G65**: standard test method for measuring abrasion using the dry sand/ rubber wheel apparatus. West Conshohocken, 2010. 13p.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **ASM HandBook**; heat treating, 4, 10 ed. Metals Handbook, p. 1525-1543, 1991.

BAYER, Raymond G. **Engineering design of wear**. Marcel Dekker, 2004. 422 p.

CHEN, H. et al. Effect of niobium on wear resistance of 15%Cr white cast iron. *Wear*, v. 166, p.197-201, 1993.

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

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

DOĞAN, Ö. N; HAWKG, J. A; LAIRD II; G. Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 28, p. 1315 – 1328, 1997.

FILIPOVIC, M. et al. Microstructure and mechanical properties of Fe–Cr–C–Nb white cast irons. **Material & Design**, v. 47, p. 41-48, 2013. Elsevier BV.

GASAN, H.; ERTURK, F. Effects of a destabilization heat treatment on the microstructure and abrasive wear behaviour of high-chromium white cast iron investigated using different characterization techniques. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44, p. 4993-5005, 2013.

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

GATES, J.D et al. The meaning of high stress abrasion and its application in white cast irons. **Wear**, v. 263, n 263, p. 6 -15, 2007.

GUITAR, M. et al. High Chromium Cast Irons: Destabilized-Subcritical Secondary Carbide Precipitation and Its Effect on Hardness and Wear Properties. **Tribology International**, v. 27, n. 8, p. 1-9, 2018.

HOKKIRIGAWA, K; KATO, K. An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 21, n. 1, p. 51-57, 1988.

HOLMBERG, K.; ERDEMIR, A. Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions. **Friction**, v. 5, p. 263-284, 2017.

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

IBRAHIM, 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**, p. 1–8, 2017.

IMURAI, S. et al. Effects of Mo on microstructure of as-cast 28wt. % Cr–2.6wt.% C–(0–10) wt.% Mo irons. **Materials Characterization**, [S.I.], v. 90, p.99-112, Apr. 2014. Elsevier BV.

ISO 25178-2:2012: geometric product specification (GPS). Surface texture: areal. Part 2: terms, definitions and surface texture parameters, Geneva: **Int. Org. Stand.**, 2012.

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

KARANTZALIS, A. E; LEKATOU, A; DIAVATI, E. Effect of destabilization heat treatments on the microstructure of high-chromium cast iron: a microscopy examination approach. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 18, p. 1078 – 1085, 2009a.

KARANTZALIS, A.E; LEKATOU, A; MAVROS, H. Microstructural modifications of as-cast high-chromium white iron by heat treatment. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 18, p. 174 – 181, 2009b.

KESRI, R. DURAND-CHARRE, M. Phase equilibria, solidification and solid-state transformations of white cast irons containing niobium. **Jornal of Materials Science**, p. 2959 – 2964, 1987.

LAIRD II, G; POWELL, L.F. Solidification and solid-state transformation mechanisms in Si alloyed high-chromium white cast irons. **ISIJ International**, [S.l.], v. 53, n. 7, p.1237-1244, 2013.

LIU, Q.; SHIBATA, H.; HERDSTROM, P.; JONSSON P. G.; NAKAJIMA, K. Dynamic Precipitation Behavior of Secondary M₇C₃ Carbides in Ti-alloyed High Chromium Cast Iron. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [S.l.], v. 24, n. 1, p.981-988, 1993.

LIU, T.; KISER, M.T.; CLEMENTS, T.E. Effect of microstructures on low stress abrasive wear of steel plates. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON THE RECENT DEVELOPMENTS IN PLATE STEELS, 10. Mossville. **Anais...** 2011.

MELLO, J. D. B. Solidification and solid state transformations during cooling of chromium-molybdenum white cast irons. **Metallurgical Transactions A**, [S.l.], v. 14, n. 9, p.1793-1801, 1983.

METSO. **Wear parts application guide, mining and construction technology**, 2011. Disponível em: <<https://www.metso.com/globalassets/saleshub/documents/episerver/application-guide-wear-materials-2604-en-lowres.pdf>>. Acesso em 10 de jan. de 2018.

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

NEALE, M.; GEE, M. Industrial wear problems. In: **A guide to wear problems and testing for industry**. Suffolk, UK: William Andrew Publishing, 2001.

OJALA, Niko. **Application oriented wear testing of wear resistant steels in mining industry**. 2017. 151 f. Tese (Doutorado) - Tampere University of Technology, Tampere, 2017.

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

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

PEARCE, J. T. H.; ELWELL, D. W. L. Duplex nature of eutectic carbides in heat treated 30% chromium cast iron. **Journal of Materials Science Letters**, vol. 5, p. 1063-1064, 1986.

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

PENAGOS, J.J. et al. Synergetic effect of niobium and molybdenum on abrasion resistance of high chromium cast irons. **Wear**, v. 376-377, p. 983-992, 2017.

PENAGOS, Jose Jimmy. **Efeito do refinamento da microestrutura e da adição de nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos de alto cromo**. 2016. 120 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica de Projeto e Fabricação, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

RABINOWICZ, E. **Friction and wear of materials**. 2.ed. Cambridge. John Wiley & Sons, 1995. 315p.

SCANDIAN, C.; BOHER, C.; MELLO, J.D.B; RÉZAI-ARIA, F. Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: the relationship between microstructure and wear. **Wear**, v. 267, p. 401 – 408, 2009.

STACHOWIAK, Gwidon; BATCHELOR, Andrew W. **Engineering tribology**. 3. ed. [S.I.]: Elsevier, 2006. 832 p.

STOUT, K. J. et al. Development of methods for the characterization of roughness in three dimensions. London: **Penton Press**; 2004.

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

TABRETT, C.P.; SARE, I.R. The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons. **Wear**, v. 203, p. 2016-219, 1997.

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

UPADHYAY, R. K.; KUMARASWAMIDHAS, L. A. A review on tribology of surfaces and interfaces. **Advanced Materials Letters**, v. 5, n. 9, p. 486-495, 2014.

VILLABÓN, L.; SINATORA, A. Construção e instrumentação de abrasômetro do tipo roda-de-borracha para o estudo do comportamento tribológico de aços. **Revista da Associação Portuguesa de Análise Experimental de Tensões ISSN**, v. 122, p. 922, 2006.

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

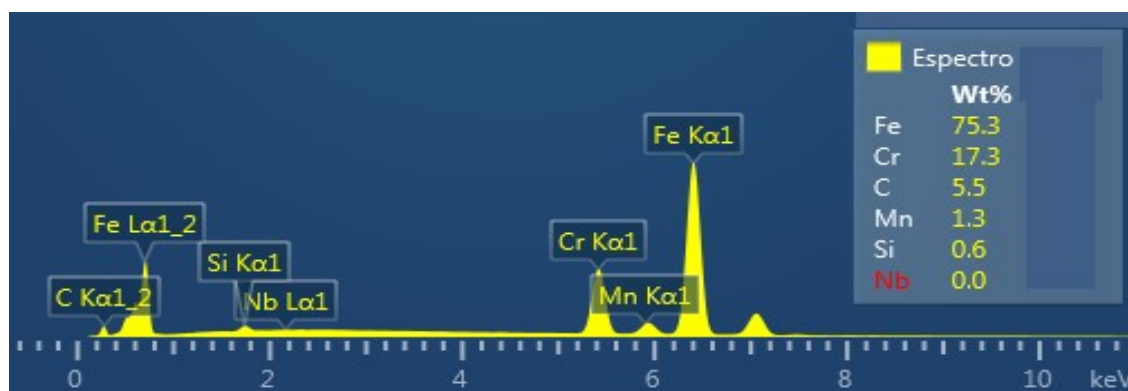
ZHI, X.; Wang, J. Effect of niobium on primary carbides of hypereutectic high chromium cast iron. **Institute of Materials, Minerals and Mining**, v. 41, p. 394-399, 2014.

ZHOU, S. et al. Heat Treatment Effect on microstructure, hardness and wear resistance of cr26 white cast iron. **Chinese Jornal of Mechanical Engineering**, v.28, p. 140-147, 2015.

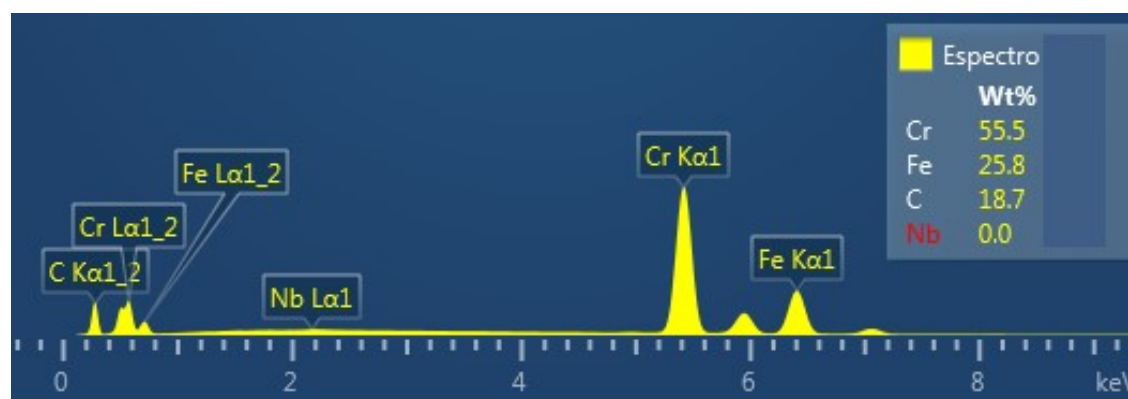
ZUM GAHR, K.H.; DOANE, D.V. Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast Irons. **Metallurgical Transactions A**, v. 11, p.613-620, Oct. 1980.

ANEXO A: EDS pontual realizado nas amostras

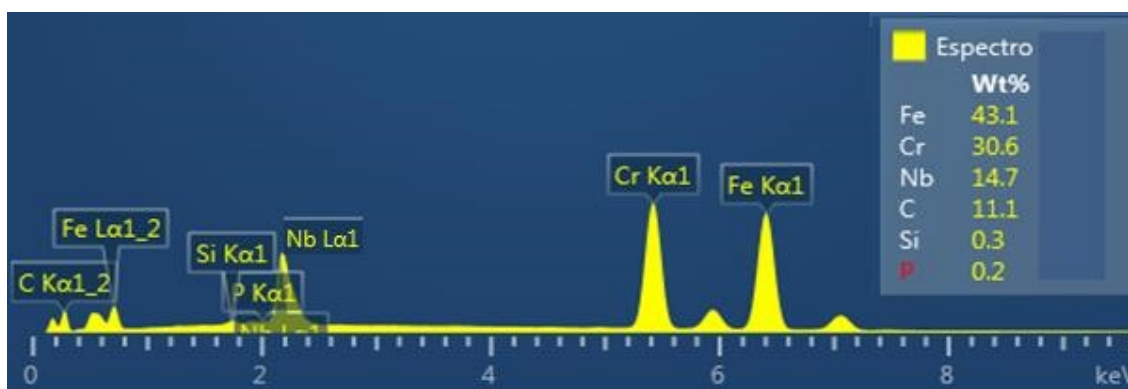
Espectros EDS da estrutura Bruto de Fusão



a) Matriz



b) Carbonetos

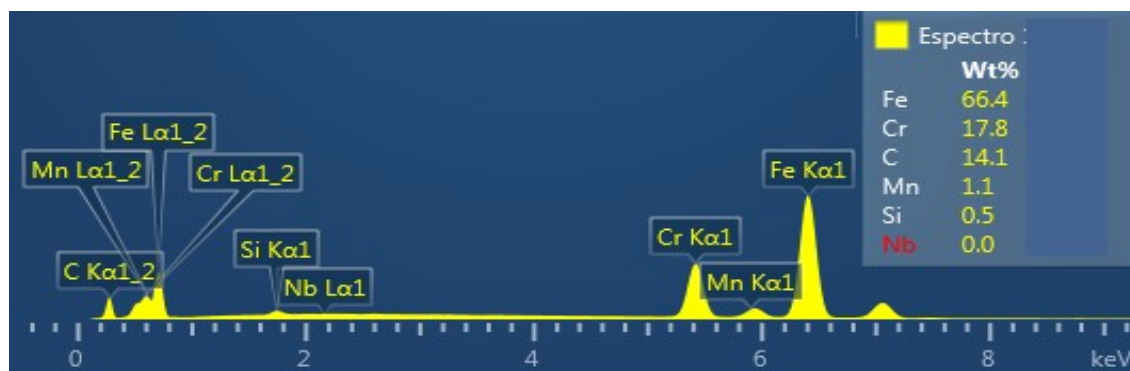


c) NbC

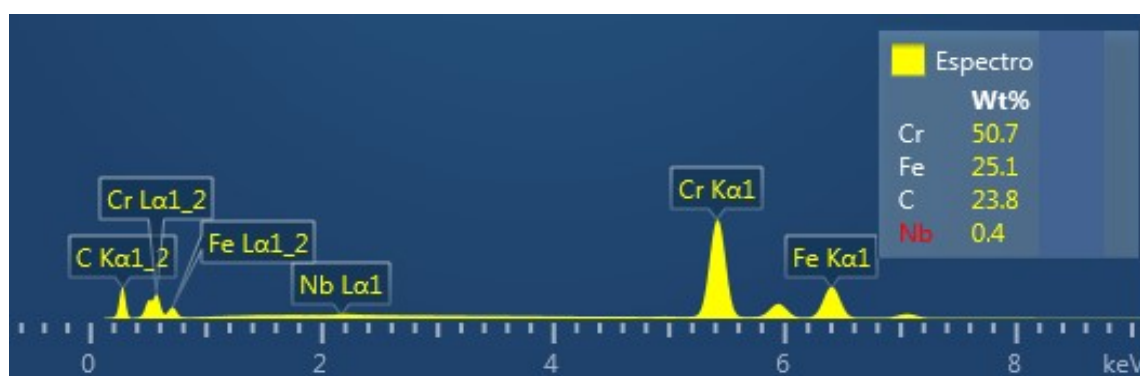
Fonte: Próprio autor

\

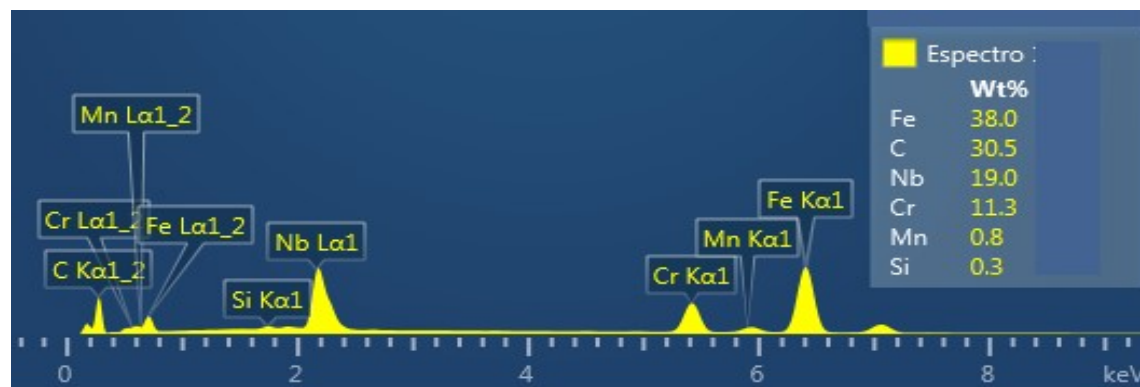
Espectros EDS da estrutura desestabilizada a 950°C



a) Matriz



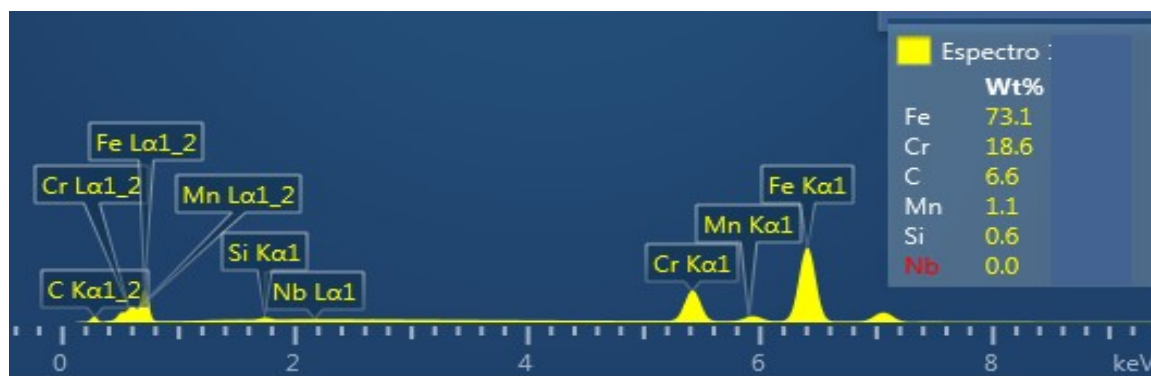
b) Carbonetos



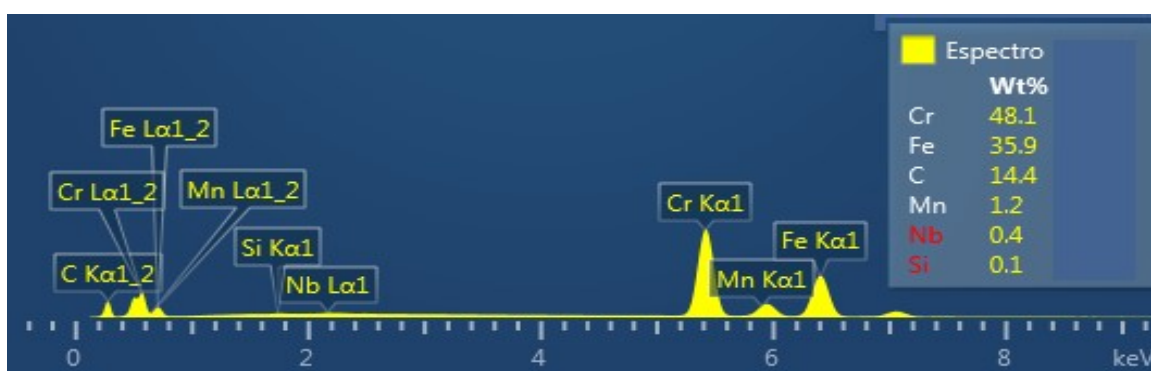
c) NbC

Fonte: Próprio autor

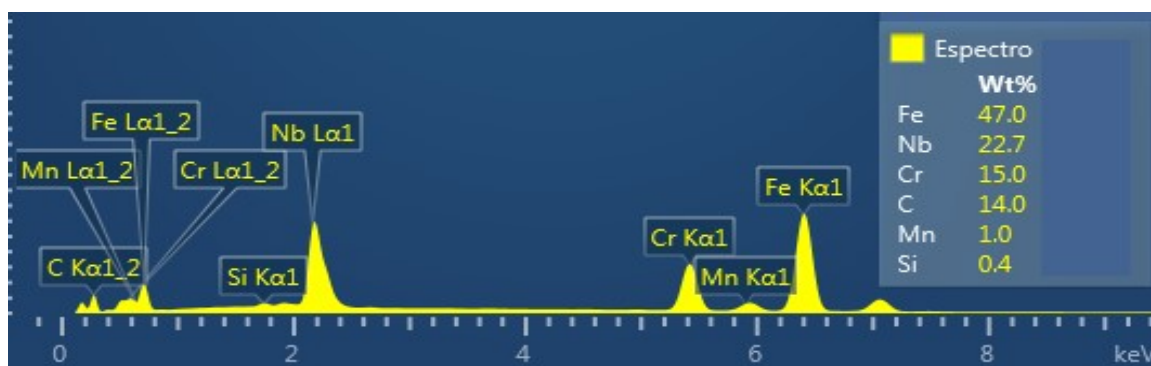
Espectros EDS da estrutura desestabilizada a 1000°C



a) Matriz



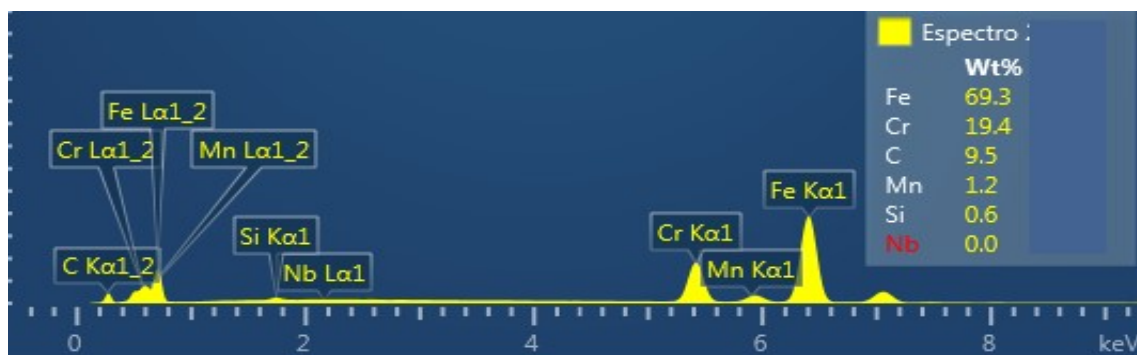
b) Carbonetos



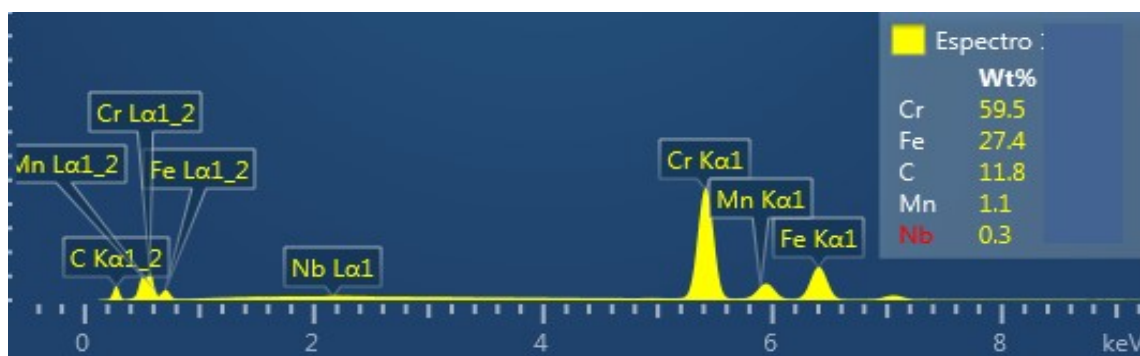
c) NbC

Fonte: Próprio autor

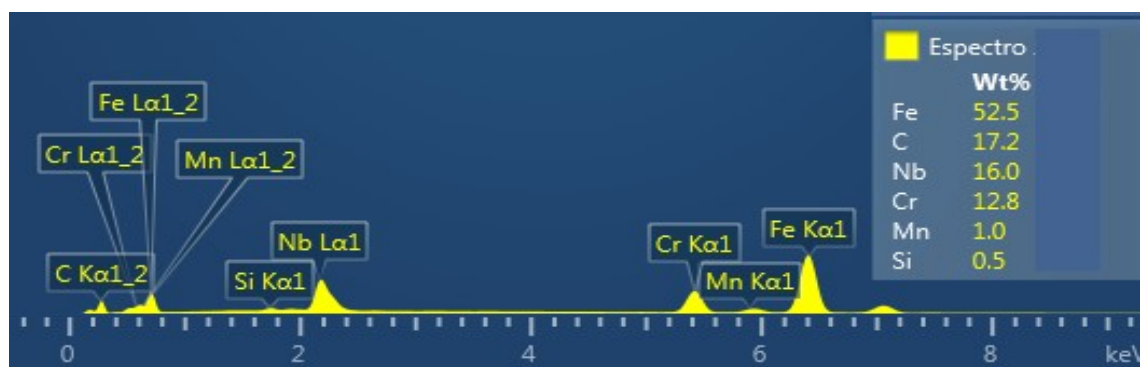
Espectros EDS da estrutura desestabilizada a 1050°C



a) Matriz

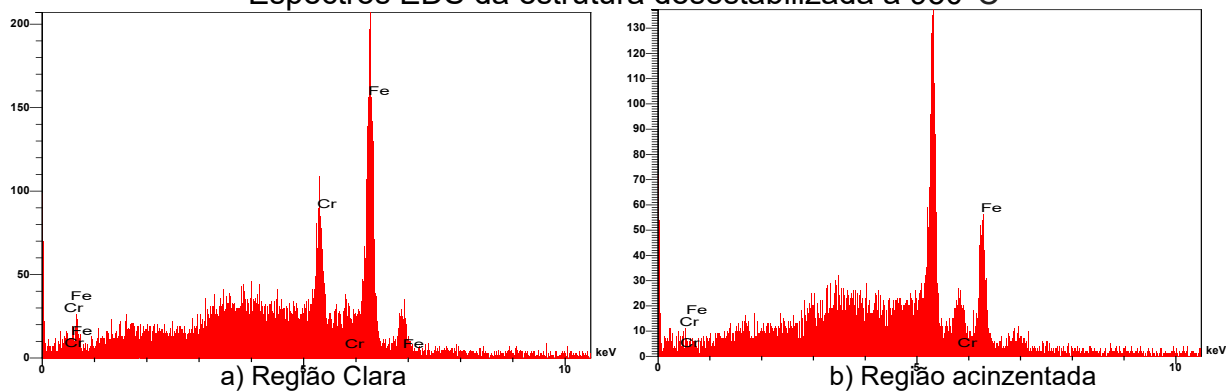


b) Carbonetos

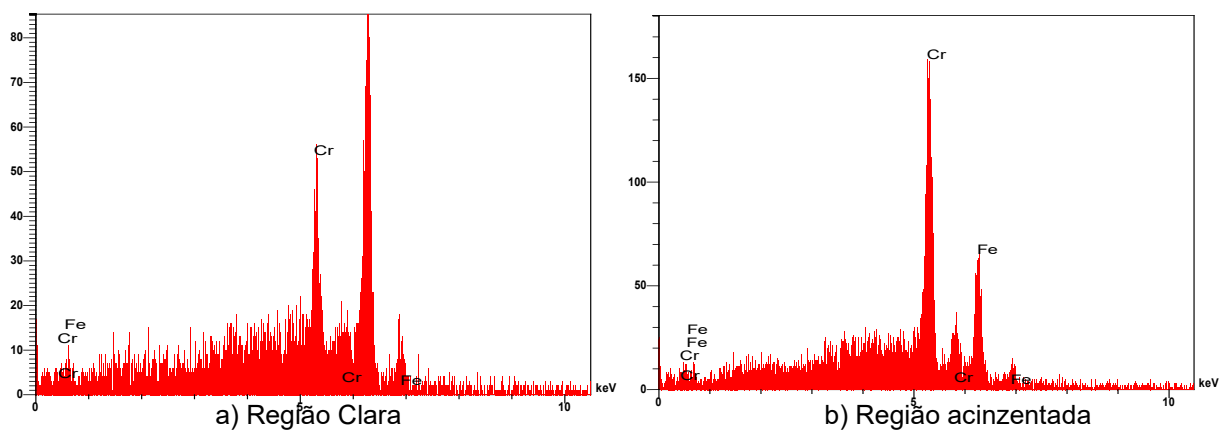


c) NbC

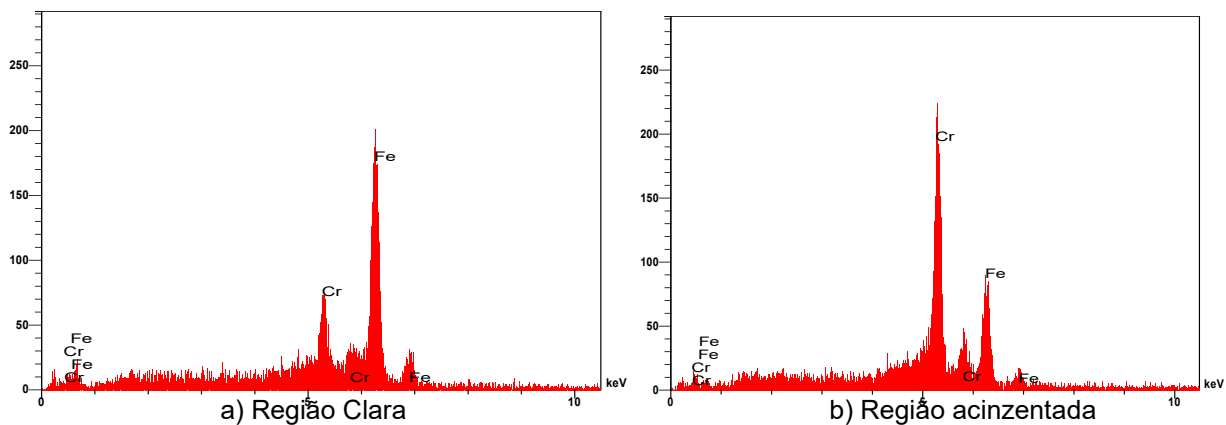
Fonte: Próprio autor

ANEXO B: EDS pontual realizado em áreas de desgaste**Espectros EDS da estrutura desestabilizada a 950°C**

Fonte: Próprio autor

Espectros EDS da estrutura desestabilizada a 1000°C

Fonte: Próprio autor

Espectros EDS da estrutura desestabilizada a 1050°C

Fonte: Próprio autor