



# REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG



**" Efeito do teor de Cromo e Nióbio na resistência  
ao desgaste abrasivo de revestimentos duros do  
tipo Fe-C-Cr"**

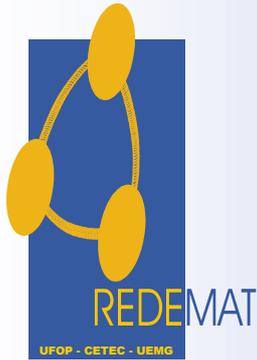


**Autor: Tatiane Gabi de Oliveira**

**Orientador: Prof. Adilson Rodrigues da Costa**

**Ouro Preto**

**2019**



# REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Tatiane Gabi de Oliveira

"Efeito do teor de Cromo e Nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos duros do tipo Fe-C-Cr"

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Processo de Fabricação  
Orientador: Prof. Adilson Rodrigues da Costa

Ouro Preto, 2019

O482e

Oliveira, Tatiane Gabi de.

Efeito do teor de Cromo e Nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos duros do tipo Fe-C-Cr [manuscrito] / Tatiane Gabi de Oliveira. - 2019.

89f.: il.: color; grafs; tabs.

Orientador: Prof. Dr. Adilson Rodrigues da Costa.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Pró-Reitoria de Pesquisa e Pós-Graduação. REDEMAT. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Engenharia de Superfícies.

1. nióbio. 2. desgaste. 3. abrasão. 4. resistência. I. Costa, Adilson Rodrigues da . II. Universidade Federal de Ouro Preto. III. Título.

CDU: 620.1

Catálogo: [www.sisbin.ufop.br](http://www.sisbin.ufop.br)



## REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS UFOP - UEMG

Pós-Graduação em Engenharia de Materiais



### *“Efeito do teor de Cromo e Nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos duros do tipo Fe-C-Cr”*

***Autora: Tatiane Gabi de Oliveira***

Dissertação defendida e aprovada, em 20 de março de 2019, pela banca examinadora constituída pelos professores:

Prof. Adilson Rodrigues da Costa (Doutor) – Orientador  
Universidade Federal de Ouro Preto

Prof. Lecino Caldeira (Doutor)  
Instituto Federal de Minas Gerais – Sudeste  
Campus Juiz de Fora

Psq. Rubên Antonio Llobell Solé (Doutor)  
Fundação Gorceix

Prof. Gilberto Henrique Tavares Alvares da Silva (Doutor)  
Universidade Federal de Ouro Preto

## **Agradecimentos**

Agradeço primeiramente a Deus pelo dom da Vida.

A meus pais, que sempre estiveram ao meu lado me apoiando em todas as decisões.

Ao professor D. Sc. Adilson Rodrigues da Costa, pela oportunidade, orientação e por acreditar no desenvolvimento do estudo.

Aos colegas do LESTA, pelo apoio, e pela contribuição fundamental para realização deste trabalho.

Aos meus irmãos Matheus, Débora, Patrícia e Lilian, pelo apoio de sempre na família.

Ao meu namorado Fábio, por fazer parte desta história.

A REDEMAT pelas condições de desenvolvimento deste estudo, em especial ao professor Paulo Santos Assis, por não me deixar desistir diante das dificuldades.

À Ana, secretária da REDEMAT, por ser sempre tão atenciosa.

Ao professor D. Sc. Geraldo Lúcio de Faria do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais - DEMET, e ao Ney Pinheiro Sampaio, pela realização das análises de microscopia eletrônica de varredura - MEV;

Aos técnicos administrativos pelo apoio na realização dos ensaios, em especial ao Paulo Sérgio e Graciliano.

Ao Renato Acypreste, junto a USIMINAS, pelo apoio.

À FAPEMIG, pelo apoio financeiro.

E a todas as outras pessoas que, indiretamente me ajudaram neste trabalho.

# SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS .....	vii
RESUMO.....	xi
ABSTRACT.....	xii
1. INTRODUÇÃO .....	1
2. OBJETIVO.....	3
2.1 Objetivos Gerais .....	3
2.2 Objetivos Específicos.....	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Desgaste .....	4
3.1.1. Mecanismos de Desgaste .....	6
3.2 Desgaste Microabrasivo .....	7
3.1.2. Força Normal.....	10
3.1.3. Distância de Deslizamento.....	11
3.1.4. Regime Permanente de Desgaste .....	11
3.1.5. Características do Abrasivo .....	12
3.1.6. Transição do Modo de Desgaste .....	12
3.1.7. Coeficiente de Atrito .....	14
3.2. O Sistema Fe-Cr-C .....	15
3.2.1. Microestrutura das Ligas de Fe-Cr-C .....	16
3.3. Fatores que Influenciam a Resistência à abrasão das ligas de Fe-Cr-C.....	19
3.3.1. Diluição.....	19
3.3.2. Dureza .....	20
3.3.3. Microestrutura.....	21
4. Materiais e Métodos.....	23
4.1 Materiais e Equipamentos .....	24
4.2.1 Metal de Base.....	24
4.1.2 Metal de Adição .....	24
4.1.3 Abrasivo.....	25
4.1.4 Máquina de Abrasão por Esfera .....	25
4.2. Métodos Experimentais .....	28
4.2.1. Preparação dos Corpos de Prova .....	28
4.2.2. Ensaio de rugosidade Superficial .....	31

4.2.3.	Diluição.....	32
4.2.4.	Dureza e Microdureza.....	32
4.2.5.	Análise Microestrutural .....	33
4.2.6.	Ensaio de Desgaste Microabrasivo .....	34
4.2.7.	Desgaste Microabrasivo .....	35
5.	RESULTADOS.....	36
5.1.	Análise de Diluição .....	36
5.2.	Ensaio de Dureza .....	39
5.3.	Análise Microestrutural.....	43
5.4.	Análise do Desgaste por Microabrasão .....	50
5.5.	Análise do Mecanismo de Desgaste.....	53
6.	CONCLUSÃO .....	57
7.	SUGESTAÇÃO PARA TRABALHOS FUTUROS .....	58
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	59
9.	APÊNDICE – MICROGRAFIAS E ESPECTROS GERADOS POR EDS. ....	66

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura 3.1</b> Situações do Desgaste Abrasivo, (a) abrasão a 2- corpos e (b) abrasão a 3 - corpos. .....	5
<b>Figura 3.2</b> Micrografias de interações entre abrasivos minerais e superfícies de aços (a) microsulcamento, (b) microcorte e (c) microlascamento.....	6
<b>Figura 3.3</b> (a) representa a calota com uma indicação do diâmetro, (b) ilustra uma representação esquemática da profundidade da cratera (h), (c) representação do volume de desgaste (V) . ...	8
<b>Figura 3.4</b> Relação da Taxa de Desgaste x Força Normal . .....	10
<b>Figura 3.5</b> Cratera de desgaste formada em função da distância de deslizamento .....	11
<b>Figura 3.6</b> (a) Esquema do mecanismo de desgaste abrasivo por riscamento e (b) Superfície de desgaste que sofreu riscamento. ....	13
<b>Figura 3.7</b> (a) Esquema do mecanismo de desgaste abrasivo por rolamento e (b) Superfície típica de desgaste por mecanismo de rolamento. ....	13
<b>Figura 3.8</b> Modo de desgaste do tipo (a) riscamento e (b) rolamento.....	14
<b>Figura 3.9</b> Relação de coeficiente de atrito x tempo de ensaio. ....	15
<b>Figura 3.10</b> Microestruturas de ligas de Fe-Cr-C composições: (a) e (b) com 30%Cr e 5,5% C; (c) e (d) com 30% Cr e 1,7% C. ....	17
<b>Figura 3.11</b> Microestrutura da liga de Fe-Cr-C com 42% de cromo, aumento de 1000x. Onde (a) ilustra a interface do revestimento com o metal de base e, (b) representa a superfície do revestimento. ....	18
<b>Figura 3.12</b> Microestrutura da liga de Fe-Cr-C adição de 7% de nióbio, aumento de 1000x. Onde (a) ilustra a interface do revestimento com o metal de base e, (b) representa a superfície do revestimento. ....	18
<b>Figura 3.13</b> Apresentação esquemática da zona fundida e/ou metal de solda (A+B), zona de ligação (C), zona afetada pelo calor (D), metal de base (E).....	19
<b>Figura 3.14</b> Relação entre o desgaste, perda de volume, e diluição em revestimentos de uma e duas camadas. ....	20
<b>Figura 3.15</b> Rede de carbonetos do tipo $M_3C$ em ligas do tipo Fe-Cr-C contínua. ....	22
<b>Figura 3.16</b> Morfologia típica dos carbonetos $M_7C_3$ . ....	22
<b>Figura 4.4.1</b> Princípio de funcionamento do equipamento de ensaio de desgaste micro abrasivo por esfera rotativa fixa.....	26
<b>Figura 4.2</b> Equipamento de desgaste microabrasivo.....	26

<b>Figura 4.3</b> Tela de acompanhamento. ....	27
<b>Figura 4.4</b> Corpo de Prova (150 x 50 x 11,7mm) .....	28
<b>Figura 4.5</b> Esquema da sequência de passes. ....	28
<b>Figura 4.6</b> Revestimentos aplicados nos corpos de prova; (a) liga A; (b) liga B; (c) liga C. .	30
<b>Figura 4.7</b> Esboço das áreas do revestimento. ....	32
<b>Figura 4.8</b> Colunas de indentação, realizadas na direção revestimento/substrato. ....	33
<b>Figura 5.1</b> Macrografia do revestimento obtido aplicando a liga A. ....	37
<b>Figura 5.2</b> Macrografia do revestimento obtido aplicando a liga B.....	37
<b>Figura 5.3</b> Macrografia do revestimento obtido aplicando a liga C.....	38
<b>Figura 5.4</b> Medidas de dureza Hv do revestimento, obtido com a liga A, partindo da superfície. .....	39
<b>Figura 5.5</b> Medidas de dureza Hv do revestimento obtido com a liga B, partindo da superfície. .....	40
<b>Figura 5.6</b> Medidas de dureza Vickers Hv do revestimento obtido com a liga C, partindo da superfície. ....	40
<b>Figura 5.7</b> Comparativo da dureza Vickers dos três revestimentos utilizados. ....	41
<b>Figura 5.8</b> Resultado de dureza (HRC) dos revestimentos obtidos a partir das ligas A, B e C. .....	42
<b>Figura 5.9</b> Relação de dureza versus diluição das ligas A, B e C. ....	42
<b>Figura 5.10</b> Microestrutura na superfície do revestimento A. (a) 500x e (b) 1000x. (ataque Murakami a 60°) (MO).....	44
<b>Figura 5.11</b> Microestrutura na superfície do revestimento B. (a) 500x e (b) 1000x. (ataque Murakami a 60°) (MO).....	45
<b>Figura 5.12</b> Microestrutura na superfície do revestimento C. (a) 500x e (b) 1000x. (ataque Murakami a 60°) (MO).....	46
<b>Figura 5.13</b> Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga A. (aumento de 4000x). Espectro de EDS da microestrutura. ....	47
<b>Figura 5.14</b> Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga B. (aumento de 4000x). Espectro de EDS da microestrutura. ....	48
<b>Figura 5.15</b> Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga C. (aumento de 4000x). Espectro de EDS da microestrutura. ....	49
<b>Figura 5.16</b> Percentual de carbonetos para as ligas A, B e C.....	50
<b>Figura 5.17</b> Calotas obtidas para os revestimentos A (a), B (b) e C (c), em função da distância de deslizamento. ....	50

<b>Figura 5.18</b> Resultado do ensaio de desgaste das ligas A, B e C em função da distância de deslizamento. (a) Volume total desgastado e (b) comportamento do coeficiente de desgaste (k). .....	51
<b>Figura 5.19</b> Efeito do percentual de carbonetos na perda de volume dos revestimentos das ligas A, B e C. ....	52
<b>Figura 5.20</b> Mecanismo de desgaste apresentado pelas ligas (a) liga A, (b) liga B e (c) liga C. .....	53
<b>Figura 5.21</b> Evolução do coeficiente de atrito durante o ensaio de desgaste microabrasivo para a liga A. ....	54
<b>Figura 5.22</b> Evolução do coeficiente de atrito durante o ensaio de desgaste microabrasivo para a liga B. ....	54
<b>Figura 5.23</b> Evolução do coeficiente de atrito durante o ensaio de desgaste microabrasivo para a liga C. ....	55
<b>Figura 9.1</b> Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga A (aumento de 2000x) e seus respectivos Espectros de EDS da microestrutura. ....	66
<b>Figura 9.2</b> Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga B (aumento de 3000x) e seus respectivos Espectros de EDS da microestrutura. ....	70
<b>Figura 9.3</b> Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga C (aumento de 2000x) e seus respectivos Espectros de EDS da microestrutura. ....	74

## ÍNDICE DE TABELAS

<b>Tabela 4.1</b> Composição química nominal do aço carbono ASTM A36.....	24
<b>Tabela 4.2</b> Propriedades mecânicas nominais do aço carbono ASTM A36. ....	24
<b>Tabela 4.3</b> Composição química das ligas estudadas.....	25
<b>Tabela 4.4</b> Parâmetros operacionais para o processo de soldagem.....	29
<b>Tabela 4.5</b> Rugosidades (Ra) obtidas nos corpos de prova das ligas A, B e C.....	31
<b>Tabela 4.6</b> Valores dos parâmetros estabelecidos para os ensaios.....	34
<b>Tabela 5.1</b> Medidas das áreas, A e B, envolvidas no cálculo da taxa de diluição. ....	36
<b>Tabela 5.2</b> Taxa de diluição dos revestimentos A, B e C.....	39

## RESUMO

Neste trabalho é feita uma avaliação da influência do teor de cromo e da combinação do cromo e nióbio em ligas de revestimento duro do tipo Fe-Cr-C, na microestrutura e propriedades que envolvam a resistência ao desgaste microabrasivo. Vários estudos têm sido realizados em busca de informações conclusivas sobre este sistema em condições de desgaste, devido às distintas fases e propriedades apresentadas por estas ligas. As ligas de Fe-Cr-C associam fases duras (carbonetos), com uma matriz metálica, o que lhes proporciona elevada dureza e resistência mecânica. Para realização dos experimentos, foram utilizadas as ligas de Fe-Cr-C comerciais, em forma de consumíveis (eletrodos e arame) e aplicadas em aço carbono ASTM A36 por meio de processos de Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SMAW) e Soldagem ao Arco Elétrico com Atmosfera de Proteção Gasosa (GMAW), respectivamente, como revestimentos. Neste caso, foram utilizados dois eletrodos com adição de 25 e 45% em peso de cromo e um arame com 20 e 5% em peso de cromo e nióbio, respectivamente. O ensaio de desgaste por microabrasão foi realizado utilizando o teste por esfera rotativa fixa e, como abrasivo, uma suspensão de diamante de granulação 3 $\mu$ m. Para o qual, foram utilizados 4 corpos de prova referentes à cada liga. Para determinar o coeficiente de desgaste foi obtida a perda média de volume de material, em intervalos de tempo de ensaio pré-estabelecidos, relacionando o resultado com a distância de deslizamento. Ao analisar os resultados obtidos, verificou-se que a liga que apresentou combinação de cromo e nióbio em sua composição exibiu melhores resultados de resistência ao desgaste, embora apresentasse menores valores de dureza e percentual de carbonetos em relação às outras duas ligas. O percentual de carbonetos é um fator importante na análise de resistência ao desgaste quando avaliado juntamente com outras características. Tal fato evidencia a possibilidade de se utilizar tais ligas em aplicações que requerem alto desempenho em relação à resistência ao desgaste.

## ABSTRACT

This paper presents an evaluation of the influence of chromium content and the blend of chromium and niobium in Fe-Cr-C hardfacing alloys on the microstructure and properties that involve microabrasive wear resistance. Various studies have been carried out searching for conclusive information on this system under wear conditions, due to the different phases and properties presented by these alloys. These alloys associate carbides with a metallic matrix giving them high hardness and mechanical resistance. For the realization of the experiments, commercial Fe-Cr-C alloys were obtained in the form of consumables (electrodes and wire) and applied as coatings on ASTM A36 carbon steel by means of Shielded Metal Arc Welding (SMAW) and Gas Metal Arc Welding (GMAW) welding processes, respectively. In this case, two electrodes with addition of 25 and 45 percent by weight of chromium and a wire with 20 and 5 percent by weight of chromium and niobium, respectively, were used. The microabrasion wear test was performed using the fixed rotating ball method and, as an abrasive, a diamond suspension of 3 $\mu$ m granulation. For this, four test specimens were used for each alloy. In order to calculate the wear coefficient, the average loss in volume was determined at pre-established time intervals, relating the result to the sliding distance. When analyzing the obtained results, it was verified that the alloy that presented the combination of chromium and niobium in its composition had better wear resistance results, although it showed lower values of hardness and volume fraction of carbide in comparison to the other two alloys. The carbide volume fraction is an important factor in the analysis of wear resistance when evaluated together with the morphological and dimensional characteristics of these particles. Such result evidences the possibility of using such alloy in applications that require high performance in relation to wear resistance.

# 1. INTRODUÇÃO

Os equipamentos e materiais utilizados em setores industriais, tais como a mineração, sucroenergia e siderurgia, são expostos ao desgaste, diante das condições de trabalho que lhes são impostas. Por isso, há necessidade desenvolver tecnologias visando proteção das superfícies, de forma a diminuir o desgaste, o que pode implicar diminuição das paradas constantes para manutenção, que é um dos fatores de queda de produção.

Uma alternativa para tentar sanar a depreciação de capital, gerada pela deterioração dos equipamentos, tem sido a utilização de revestimentos, em especial, os aplicados por meio de processos de soldagem, selecionados em função da aplicação, objetivando melhores resultados diante das solicitações mecânicas a que estes componentes são submetidos. Portanto, há interesse, por parte das empresas, por materiais e tecnologias “antidesgaste”, com a pretensão de estender a vida útil de peças e equipamentos.

Os revestimentos são produzidos, em sua grande maioria, baseados em ligas especiais e aplicados utilizando processos de soldagem, principalmente, devido ao custo. Neste caso, utiliza-se cordões de solda ou placas revestidas.

A escolha dos processos de soldagem é realizada visando a melhor taxa de deposição combinada à mínima diluição, ou seja, busca maior rendimento com mínima alteração da composição química do revestimento, de forma a obter as propriedades desejadas.

Os processos de soldagem por eletrodo revestido e por arame (MIG/MAG), também conhecidos como SMAW (Shielded Metal Arc Welding) e GMAW (gas metal arc welding), respectivamente, são os mais utilizados para aplicação de tais revestimentos pelo meio industrial atualmente. Isto devido ao controle de variáveis apresentado pelo processo GMAW, o que permite obter melhores resultados, bem como as vantagens de menor custo de processo e simplicidade de procedimento apresentada pelo processo SMAW (COLAÇO E MARANHO, 2014).

As ligas de revestimento duro, do tipo Fe-Cr-C, com ou sem adição de outros elementos de ligas, têm sido muito utilizadas, devido à grande variedade de microconstituintes aliado a uma matriz metálica, conferindo-lhes dureza e resistência mecânica satisfatória à aplicação (CRESPO, et al., 2016).

Estas ligas de Fe-Cr-C podem apresentar em sua composição carbonetos distintos, tanto em composição quanto em propriedades. Geralmente são formadas fases do tipo MC, M<sub>6</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> e Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>, no qual M correspondem aos elementos metálicos. As características

destas fases dependem da composição química, bem como processo de solidificação e resfriamento após o processo de soldagem (SOUZA, 2015).

Bens (1995) destaca a importância de parâmetros microestruturais no desgaste abrasivo dos materiais, sabendo que características dos carbonetos, tais como tamanho, distribuição na matriz, morfologia e fração volumétrica, afetam a taxa de desgaste.

Além disso, a presença e a combinação entre os elementos de liga, como o nióbio e cromo, podem alterar as propriedades químicas e mecânicas destas fases, pois de acordo com a variação do teor destes elementos, o percentual de carbonetos se altera durante o processo de solidificação, conferindo-lhes melhores propriedades de resistência ao desgaste.

De acordo com Lima (2008) e Valeriano (2017), a presença de nióbio em ligas de Fe-Cr-C, tende a formar carbonetos do tipo NbC, o que lhes proporcionam melhores resultados de resistência ao desgaste.

Estudos da influência dos teores de cromo e nióbio sobre a resistência à abrasão de ligas de Fe-Cr-C, são muito difundidos, porém não há ainda informações suficientes para comprovar o real desempenho diante dos processos abrasivos.

A presença de fases duras impõe limitações quanto às propriedades mecânicas das ligas, pois em muitos casos exibem morfologia grosseira, tornando os revestimentos frágeis, restringindo a resistência ao desgaste (PRETI, 2014).

Este estudo foi desenvolvido com a finalidade de entender o comportamento tribológico de revestimentos a base de Fe-Cr-C e Fe-Cr-C-Nb. Neste trabalho procuramos analisar as influências do teor de cromo e nióbio em ligas de Fe-Cr-C, sobre a microestrutura e as propriedades de resistência ao desgaste. Para este fim, foram obtidas as ligas em forma de consumíveis (eletrodos e arame) e aplicados em aço carbono ASTM A36 por meio de processo de soldagem SMAW e GMAW, respectivamente, como revestimentos.

Para analisar o desempenho dos revestimentos em relação ao desgaste, foi utilizado o ensaio de microabrasão por esfera rotativa fixa, que consiste em uma esfera atuando contra a superfície do corpo de prova na presença de uma suspensão abrasiva.

Como resultado, obtive-se uma relação de influência do cromo e nióbio em função da dureza, diluição, características microestruturais e fração volumétrica de carbonetos na resistência ao desgaste das ligas de Fe-Cr-C.

## **2. OBJETIVO**

### **2.1 Objetivos Gerais**

Este trabalho tem por objetivo realizar um estudo comparativo de três ligas comerciais do tipo Fe-Cr-C, utilizadas na prevenção e recuperação de equipamentos industriais sujeitos ao desgaste abrasivo. Para este fim, serão analisadas as influências do teor de cromo, de forma isolada, e da combinação do cromo e nióbio, nas propriedades de dureza, teor de diluição, características microestruturais, fração volumétrica de carbonetos e resistência à abrasão.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- ✓ Selecionar, com base em critérios da literatura, os parâmetros dos processos de soldagem mais adequados para aplicação dos revestimentos à base de Fe-Cr-C e Fe-Cr-C + Nb;
- ✓ Realizar a deposição dos revestimentos utilizando o processo SMAW para os eletrodos revestidos e GMAW para o arame;
- ✓ Caracterizar os revestimentos obtidos quanto à diluição, dureza, características microestruturais e fração volumétrica de carbonetos;
- ✓ Submeter os revestimentos obtidos ao ensaio de microabrasão por esfera;
- ✓ Realizar a correlação entre os resultados da caracterização com os dados do ensaio de microabrasão de forma a verificar as influências destas características na resistência à abrasão, bem como a eficiência de cada revestimento estudado.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Desgaste

O desgaste é um dano causado em uma superfície sólida, que envolve progressiva perda de massa, devido à movimentação da superfície e o contato com outros materiais (GOMES, 2014).

Os vários fatores que determinam o desgaste tornam o procedimento de classificação complexo, pois podem ocorrer mudanças de um tipo de desgaste para outro, ou mesmo dois tipos trabalharem em conjunto (OLIVEIRA, 2015).

Esta classificação é utilizada, geralmente, para facilitar a análise e prevenção do desgaste nos materiais (OLIVEIRA, 2015). Os principais tipos de desgaste existentes são:

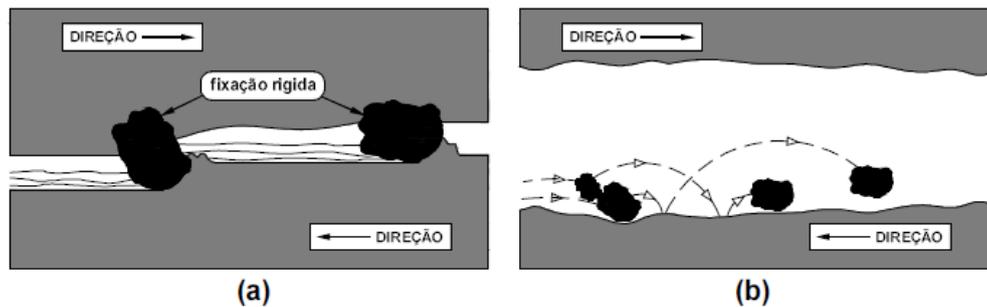
- ✓ Desgaste Abrasivo: ocorre quando partículas abrasivas de alta dureza são forçadas contra uma superfície em movimento gerando a perda de massa;
- ✓ Desgaste Erosivo: ocorre devido aos choques promovidos por partículas abrasivas, sólidas ou líquidas, presentes no sistema.
- ✓ Desgaste Adesivo: presente quando há atrito metal - metal, em que as superfícies deslizam uma sobre a outra;
- ✓ Desgaste Corrosivo: consequência de reações químicas na superfície dos materiais envolvidos, além da exposição a fatores do desgaste mecânico;
- ✓ Desgaste por Impacto: ocorre por meio de choques das partículas, na direção vertical, sobre a superfície, e;
- ✓ Desgaste por Cavitação: presente devido à produção de bolhas gasosas nas interfaces das superfícies líquido-metal.

Segundo Eyre (1978) o desgaste abrasivo é o mais encontrado nos setores industriais. A norma ASTM G40-09 (1992), define o desgaste abrasivo como sendo uma perda de massa relacionada à interação entre asperezas duras, que se movimentam no sentido das superfícies, gerando danos ou até mesmo destruição da peça.

O desgaste abrasivo se divide em duas formas, sendo por abrasão a 2-corpos ou abrasão a 3-corpos, o que depende do tipo e ambiente de contato a que o material será submetido. A abrasão a 2-corpos ocorre quando partículas duras se aderem à superfície do segundo corpo do sistema, de forma a penetrarem no primeiro corpo produzindo riscamentos (HUTCHINGS, 1992). Enquanto a abrasão a 3-corpos é causada pela liberdade das partículas duras, ente os dois

corpos do sistema, desta forma, elas rolam entre as duas superfícies (HUTCHINGS, 1992 e PINTAÚDE, 2002).

A Figura 3.1 ilustra os dois tipos de desgaste abrasivo, sendo (a) abrasão a 2- corpos e (b) abrasão a 3 - corpos.



**Figura 3.1** Situações do Desgaste Abrasivo, (a) abrasão a 2- corpos e (b) abrasão a 3 - corpos. (STACHOWIAK, et al., 2001)

Tylczak, et al. (1992), observou que os sistemas de 2-corpos apresentam maior perda de massa quando comparado ao sistema de 3-corpos, isto dependendo da carga, comprimento da trilha de desgaste e os ambientes de contato.

O desgaste abrasivo pode ser dividido também de acordo com a quantidade de dano que provoca à superfície, como descrito abaixo (SOUZA, 2015):

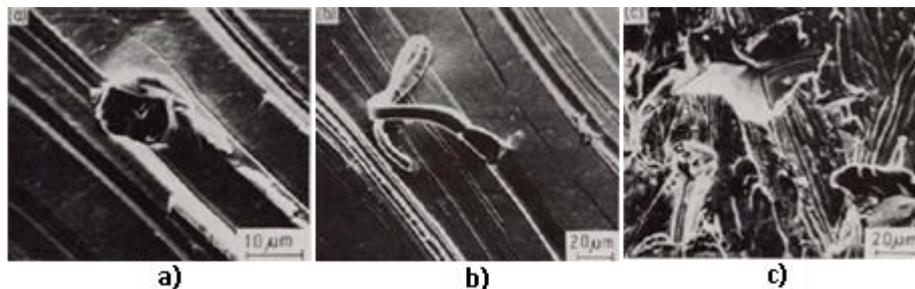
- ✓ Abrasão de baixa tensão: consequência do movimento de pequenas partículas, produzindo sulcamentos na superfície. Neste caso, as forças envolvidas no processo são baixas de tal forma que não promovem esmagamento do abrasivo;
- ✓ Abrasão a alta tensão: ocorre por meio de um elevado módulo de tensão durante o processo de desgaste, de forma a promover o esmagamento do abrasivo. Este tipo de abrasão deforma e aumenta a dureza da superfície, e;
- ✓ Abrasão por arranque: no qual ocorre perda de massa por impacto entre as partículas e à superfície, provocando remoção de parte da superfície em desgaste.

### 3.1.1. Mecanismos de Desgaste

Os mecanismos de desgaste definem a interação entre as partículas de abrasivo e a superfície de desgaste (HUTCHINGS, 1992). Eles podem ser divididos de acordo com as propriedades de ductilidade e fragilidade.

Kruschov et al. (1958) descreveram os processos que tendem a agir no momento em que o abrasivo entra em contato com a superfície, a seguir descrito:

- ✓ **Microsulcamento:** é o resultado da ação de partículas abrasivas, que tendem a deformar plasticamente a superfície do material, produzindo um sulco conforme a Figura 3.2 (a). Tal mecanismo promove o acúmulo de partículas, que escoam para as duas bordas laterais, neste caso não há perda de massa durante a formação do sulco, pois, é a interação das partículas abrasivas com a superfície que provocará a remoção do material.
- ✓ **Microcorte:** ocorre por meio da formação de pequenos cavacos na superfície de desgaste, Figura 3.2 (b). Para que ocorra este mecanismo de desgaste, as tensões de cisalhamento devem ser elevadas de tal forma que promovam a ruptura do material dúctil (MULHEARN, et al., 1962).
- ✓ **Microlascamento:** ocorre na superfície de desgaste do material, devido às altas concentrações de tensões promovidas pelas partículas abrasivas, Figura 3.2 (c). Neste caso, a fragilidade da camada superficial faz com que ocorra formação de trincas e posterior fragmentação.



**Figura 3.2** Micrografias de interações entre abrasivos minerais e superfícies de aços (a) microsulcamento, (b) microcorte e (c) microlascamento (FELLER, 1971).

### 3.2 Desgaste Microabrasivo

A partir do desenvolvimento da Engenharia de Superfícies, os estudos envolvendo a resistência ao desgaste abrasivo dos materiais tem se tornado cada vez mais importante para o processo de caracterização.

Os primeiros ensaios de abrasão foram realizados por Mikhail Lomnosov, entre 1745 e 1765. Estes testes objetivavam estudar os efeitos da abrasão em materiais como os metais, minerais e vidros. Inicialmente, o equipamento era bastante básico, formado apenas por uma manivela e um rebole fixo de diâmetro médio de 460,0mm, no qual a aplicação da força normal era realizada a partir de um peso morto, e por meio do contato entre o rebole e a superfície do corpo de prova formava-se a marca de desgaste (CRUZ, 2006; RAMOS, 2018).

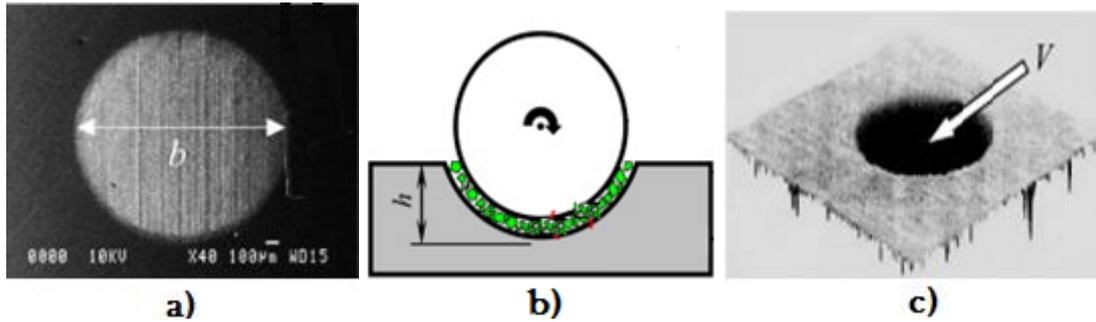
Em 1921, Brinell modificou o ensaio, fazendo a substituição do rebole por um disco de aço com diâmetro médio de 10,0mm, além de adicionar um abrasivo ao procedimento. Para este fim, foram utilizadas partículas de quartzo, que eram inseridas entre o disco e a amostra (RAMOS, 2018).

Em 1949, foi utilizado pela primeira vez um volante de borracha em ensaio de desgaste por abrasão, o qual foi realizado por Haworth. E neste mesmo período, Grodzinski utilizou um rolamento como ensaio de microabrasão. O equipamento era dotado de um disco de ferro com diâmetro de 25mm, aplicava-se forças normais entre 0,2 a 5N, e como abrasivo utilizava-se partículas de diamante entre o disco e a amostra (CRUZ, 2006; RAMOS, 2018).

O ensaio de microabrasão por esfera rotativa foi desenvolvido por Rutheford e Huthings no ano de 1996. O teste tinha função, inicialmente, de medir a espessura de revestimentos. Porém, devido ao potencial para ser utilizado em pesquisas que envolvem a resistência ao desgaste dos materiais, passou a ser utilizado para ensaios tribológicos (KUSANO, et al., 2004).

Este teste tem obtido boa aceitação entre os pesquisadores e tem sido utilizado amplamente em estudos de resistência ao desgaste dos materiais, principalmente devido às vantagens como: a simplicidade do método e custo relativamente baixo.

O equipamento de ensaio microabrasivo consiste em uma esfera, que na presença de uma suspensão abrasiva, quando em movimento rotacional, é forçada contra a superfície do corpo de prova (GOMES, 2014). O objetivo geral deste ensaio é produzir calotas de desgaste na superfície da amostra. A imagem representativa de tais calotas, produzidas durante o ensaio, pode ser observada na Figura 3.3, em que (a) representa a calota com uma indicação do diâmetro, (b) ilustra uma representação esquemática da profundidade da cratera (h), e (c) representa o volume de desgaste (V) (COZZA, 2014).



**Figura 3.3** (a) representa a calota com uma indicação do diâmetro, (b) ilustra uma representação esquemática da profundidade da cratera (h), (c) representação do volume de desgaste (V) (SILVA, et al., 2005).

A análise do desgaste microabrasivo pode ser realizada a partir de alguns parâmetros, como a taxa de desgaste (Q), o coeficiente de desgaste (k) e o tamanho médio das partículas abrasivas utilizadas no procedimento de desgaste.

Por meio da equação, Equação 3.1, pode-se obter o volume da cratera de desgaste (V) durante o processo de desgaste.

$$V = \frac{\pi.d^4}{64.R.} \quad (3-1)$$

Onde (d) é o diâmetro da cratera e (R) é o raio da esfera utilizada no ensaio.

O coeficiente de desgaste (k) pode ser calculado pelas Equações 3.2 e 3.3.

$$k = \frac{\pi.d^4}{64.R.S.N} \quad (3-2)$$

$$k = \frac{V}{S.N} \quad (3-3)$$

Onde (S) é a distância de deslizamento, em metros, (V) é o volume da cratera de desgaste e (N) a força normal aplicada, em Newton, durante o ensaio.

A taxa de desgaste (Q) pode ser definida por meio da equação de Archard, 3.4:

$$Q = k.N \quad (3-4)$$

Ao substituímos a Equação 3.3 em 3.4, temos a Equação 3.5 para a taxa de desgaste (Q):

$$Q = \frac{V}{S} \quad (3-5)$$

A definição do tempo de ensaio pode ser obtida a partir da Equação 3.6:

$$t = \frac{S}{v} \quad (3-6)$$

Onde  $v$  é a velocidade tangencial periférica, (V) é o volume da cratera de desgaste e S a distância de deslizamento. Sabendo que:

$$v = 2 \cdot \pi \cdot n \cdot R \quad (3-7)$$

Substituindo a Equação 3.7 em 3.6, obtemos a Equação 3.8:

$$t = \frac{S}{2 \cdot \pi \cdot n \cdot R} \quad (3-8)$$

onde (n) número de rotações da esfera.

O tempo de ensaio depende, na maioria das vezes, da distância de deslizamento e da rotação exercida pela esfera.

Outro parâmetro importante são as características do material abrasivo a ser utilizado, pois a dureza, o tamanho e o formato das partículas, além da concentração do abrasivo, podem ser escolhidos de acordo com as propriedades do material a ser ensaiado.

A combinação destas variáveis do ensaio pode influenciar nos modos de desgaste abrasivos. Neste caso pode ocorrer transição de riscamento para rolamento, ou de rolamento para riscamento. Além disso, há possibilidade de ocorrer alterações de intensidade de desgaste, que pode ser obtida a partir da avaliação do quantitativo de parâmetros como: taxa de desgaste, coeficiente de desgaste e volume da cratera de desgaste (COZZA, 2013). Estes comportamentos serão descritos nos próximos itens.

### 3.1.2. Força Normal

A Força normal (N) aplicada sobre os corpos durante o processo de desgaste abrasivo é considerada um dos principais fatores que influenciam a taxa de desgaste (ALTERA, 2009).

A equação de Archard faz uma relação entre a Força normal (N) e o processo de desgaste, Equação 3.4, em que ao se manter o coeficiente de desgaste (k) constante, a taxa de desgaste se comporta diretamente proporcional à força normal aplicada. Para esta equação, (k) pode ser considerado o volume do material desgastado por unidade de distância de deslizamento ( $\text{mm}^3/\text{N.m}$ ) (COZZA, 2013).

Estas equações, segundo Cozza et al., (2015), possuem limitações, pois não se distinguem de acordo com o modo de desgaste, ou seja, desgaste por riscamento ou rolamento. Além disso, o tamanho das partículas presentes na pasta abrasiva e a dureza das mesmas não são considerados. Neste caso, o que se considera é a morfologia semelhante para as partículas de abrasivo, geralmente formato cônico, o que não ocorre na realidade, pois as partículas se apresentam de formas variadas promovendo o desgaste de modos diferentes.

Em relação à influência da magnitude da força normal sobre desgaste microabrasivo, Bose et al. (2005) observou o comportamento da taxa de desgaste (Q) durante um ensaio de microabrasão, por esfera rotativa fixa. Para o estudo revestiu-se o metal de base com carbeto de boro, para tal, utilizou-se a técnica de CVD (Deposição Química a Vapor). O ensaio foi realizado utilizando pasta abrasiva a base de SiC (Carbeto de Silício), de concentração  $0,5\text{g}/\text{cm}^3$ , e uma esfera de diâmetro 25,4mm, fabricada em aço AISI 52100. A partir dos pontos obtidos, Figura 3.4, obteve-se uma relação direta entre a taxa de desgaste e à força normal.

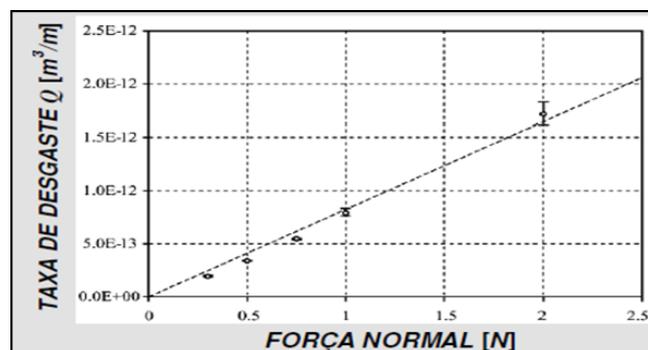
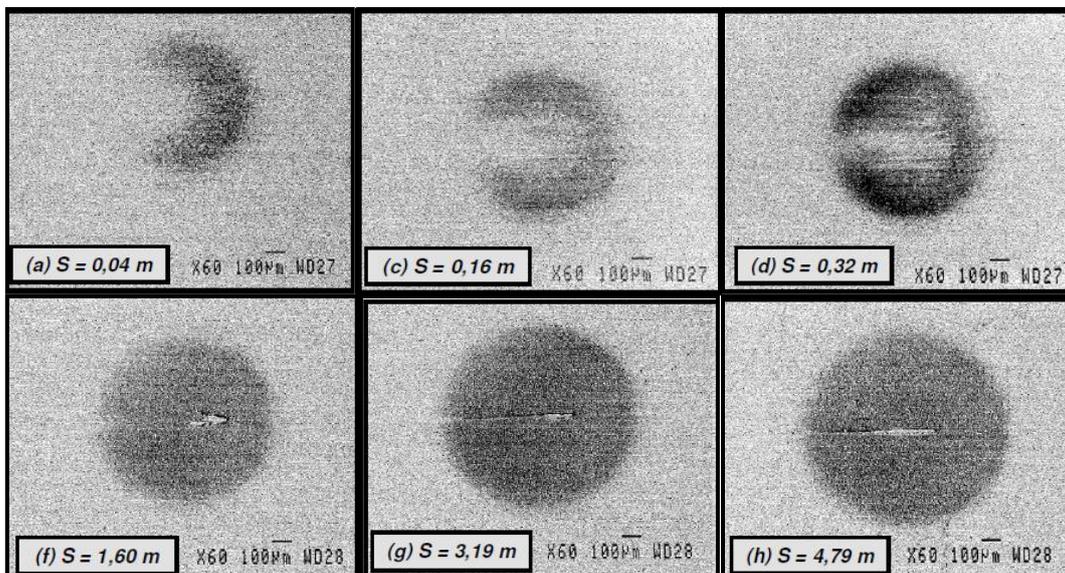


Figura 3.4 Relação da Taxa de Desgaste x Força Normal (BOSE, et al., 2005).

### 3.1.3. Distância de Deslizamento

A distância de deslizamento ( $S$ ) é um fator que define as características da cratera formada durante o ensaio de microabrasão, pois as dimensões da cratera tendem a crescer com o aumento de ( $S$ ). Esse processo ocorre até que se atinja o regime permanente de desgaste, ou seja, as calotas apresentem bordas definidas (ANICÉZIO, 2015).

Trezona et al. (1999) observaram que quando a distância de deslizamento é relativamente baixa, as bordas das calotas formadas tendem a se apresentar de forma difusa, ou seja, há uma má formação dos limites da calota de desgaste. Ele defende que este aspecto de borda pode ser devido à variação do coeficiente de desgaste, neste caso, o regime permanente de desgaste não ocorre. A Figura 3.5 ilustra os estágios de formação das calotas obtidas neste estudo. Como podem ser observadas, as calotas formadas iniciam com aspecto mais difuso e sem uma forma específica. E, na medida que a distância de deslizamento aumenta, as calotas apresentam-se com melhor definição geométrica.



**Figura 3.5** Cratera de desgaste formada em função da distância de deslizamento (TREZONA, et al., 1999).

### 3.1.4. Regime Permanente de Desgaste

O regime permanente de desgaste ocorre quando a variação do coeficiente de desgaste ( $k$ ) apresenta variação menor que 10%, durante um determinado período. Segundo Cozza

(2014), os mecanismos de desgaste devem ser analisados no momento que se inicia o regime permanente de desgaste.

Tal regime, não necessariamente, exibe um valor de distância semelhante para o qual todos os tipos de materiais apresentarão coeficiente de desgaste constante, pois isso depende de cada material, além das condições e parâmetros do ensaio que será realizado. Conforme Cozza (2013) a análise pode-se realizada por meio de gráficos do volume de desgaste em função de variáveis como o tempo de ensaio e a distância de deslizamento, neste caso, observa-se a variação linear.

No processo de microabrasão, a variação na severidade de alguns parâmetros, como força normal e velocidade de deslizamento, pode gerar uma drástica mudança na taxa de desgaste e desta forma influenciar no regime permanente de desgaste. Oliveira (2015) defendeu que este comportamento depende do tipo de material utilizado para produzir o corpo de prova, da esfera utilizada, além da dureza e características das partículas abrasivas utilizadas no ensaio.

### **3.1.5. Características do Abrasivo**

Os abrasivos mais utilizados em testes de microabrasão são: Alumina ( $Al_2O_3$ ), Carbetto de Silício (SiC) e o diamante, devido à propriedade de dureza apresentada por estes materiais, que geralmente está acima de 2000HV. O formato geométrico das partículas, também influencia nos resultados de desgaste, pois tendem a promover a variação do valor da taxa de desgaste (COZZA, 2011).

Segundo Altera (2009) e Santos (2012), no decorrer do tempo de ensaio, as partículas tendem a mudar de forma, podem diminuir e até mesmo se tornarem “cegas”. Neste caso, o mecanismo de desgaste pode mudar do corte para rolamento, por exemplo.

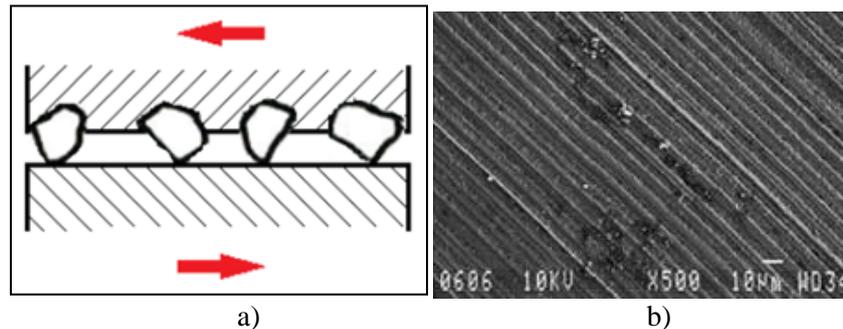
Outra variável importante no processo de desgaste microabrasivo é a concentração do abrasivo, pois quanto mais concentrada a suspensão, maior a taxa de desgaste. Anicésio (2015) ao realizar um ensaio microabrasivo, observou a variação do coeficiente de desgaste ( $k$ ) em função da concentração da pasta abrasiva e concluiu que o aumento da concentração, na maioria dos casos, para uma mesma força normal aplicada, é responsável por um maior coeficiente de desgaste.

### **3.1.6. Transição do Modo de Desgaste**

As marcas provocadas pelas partículas do abrasivo, durante o ensaio de microabrasão, determinam os tipos de modo de desgaste ocorrido. Dentre os quais, podem-se destacar três

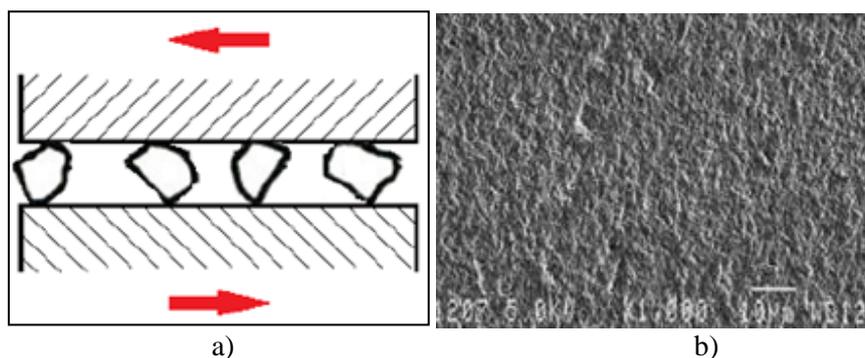
tipos, o riscamento (grooving abrasion) decorrente do deslizamento sobre a superfície do corpo de prova, o rolamento (rolling abrasion), decorrente do rolamento das partículas abrasivas, além do modo misto, no qual ocorrem os dois tipos ao mesmo tempo (COZZA, 2014).

O riscamento ocorre quando uma significativa proporção de partículas é incorporada à superfície e a penetra, o que gera sulcos paralelos ao longo do ensaio, Figura 3.6.



**Figura 3.6** (a) Esquema do mecanismo de desgaste abrasivo por riscamento e (b) Superfície de desgaste que sofreu riscamento (TREZONA, et al., 1999).

O rolamento, Figura 3.7, ocorre quando parte das partículas de abrasivo não se incorporam a superfície de rolagem, ou seja, desliza entre a interface superfície de desgaste/esfera. Neste caso, há formação microimpressões na superfície da amostra devido à deformação.



**Figura 3.7** (a) Esquema do mecanismo de desgaste abrasivo por rolamento e (b) Superfície típica de desgaste por mecanismo de rolamento (TREZONA, et al., 1999).

A variação da concentração de suspensão abrasiva, segundo Oliveira (2015), promove a transição do mecanismo de desgaste. Foi verificado que alta concentração de abrasivo, para

cargas de menor magnitude, contribui para o desgaste por rolamento, em contrapartida, a combinação de cargas mais altas e suspensões de menor concentração promovem desgastes por riscamento.

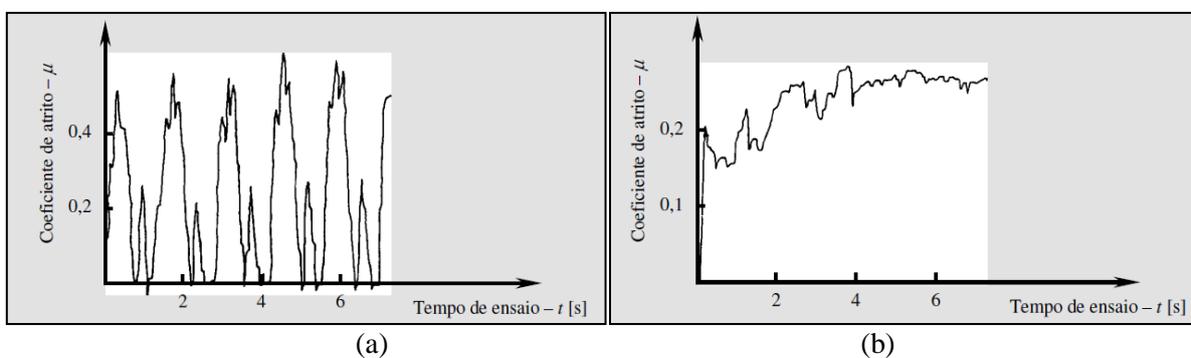
### 3.1.7. Coeficiente de Atrito

O coeficiente de atrito ( $\mu$ ) se comporta como a oposição de um determinado material em relação ao deslizamento sobre outro. Para esta definição, quanto maior o valor de  $\mu$ , maior a dificuldade de ocorrer o deslizamento.

O atrito promovido pelo deslizamento entre as superfícies é relacionado a fatores como a adesão, desgaste das partículas e dureza do material. Além disso, tais componentes dependem do tipo de material, perfil superficial, condições de escorregamento e do ambiente (BHUSHAN, et al., 1991).

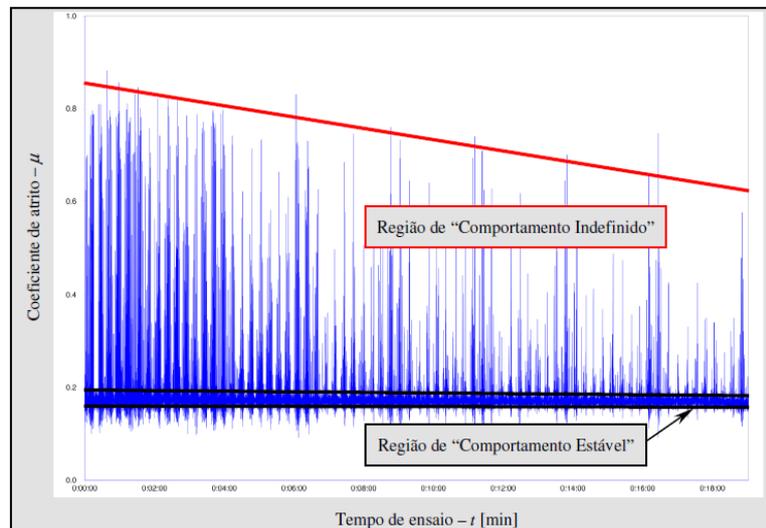
O coeficiente de atrito, durante o processo de desgaste dos materiais, pode variar em função de alguns parâmetros como carga, velocidade, temperatura de contato, bem como o meio em que ocorre o desgaste, pois, o atrito tende a ter sensibilidade aos parâmetros e fenômenos que envolvem o processo de desgaste, neste caso, se houver mudanças nos mecanismos de desgaste, podem ocorrer alterações no atrito (ALTERA, 2009).

De acordo com Cozza (2011), o coeficiente de atrito pode apresentar diferenças nas ascensões de acordo com o modo de desgaste apresentado durante o processo, ou seja, movimento do tipo rolamento ou riscamento. Neste contexto, durante o movimento de riscamento, o coeficiente de atrito apresenta uma menor dispersão quando comparado ao movimento de rolamento. As Figuras 3.8 (a) e (b) ilustram tal comportamento.



**Figura 3.8** Modo de desgaste do tipo (a) riscamento e (b) rolamento (COZZA, 2011).

A Figura 3.9, obtida por Cozza (2011), ilustra o comportamento do coeficiente de atrito para os dois tipos de movimentos, neste caso, o comportamento estável foi atribuído ao riscamento, enquanto o comportamento instável ao rolamento.



**Figura 3.9** Relação de coeficiente de atrito x tempo de ensaio (COZZA, 2011).

### 3.2. O Sistema Fe-Cr-C

Os ferros fundidos alto cromo são baseados no sistema ternário Fe-Cr-C, os quais apresentam teores de carbono e cromo acima de 2% e 10%, respectivamente. Geralmente são introduzidos outros elementos de ligas, que tem por função melhorar propriedades de acordo com o tipo de aplicação (KONSTANTINOVIC et al., 2018).

A adição de tais elementos, pode alterar as propriedades físicas e mecânicas das fases presentes nas ligas de Fe-C-Cr, principalmente devido à formação de carbonetos. Neste caso, a adição de elementos como cromo e nióbio, influencia tanto na natureza quanto na fração volumétrica de carbonetos e austenita retida, formados durante o processo de solidificação (CRESPO et al., 2016).

Além do teor de carbono, o cromo influencia propriedades como a tenacidade e resistência à abrasão, principalmente devido à fixação do carbono na forma de carbonetos duros: característica importante, pois a variação do teor aliado à combinação com o carbono forma diferentes tipos de fase primária e composto eutético (PRETI, 2014).

O nióbio tem grande afinidade pelo carbono, o que facilita a precipitação de carbonetos de nióbio, que são muito importantes para as características mecânicas das ligas, isto devido às

propriedades apresentadas pelo carbeto de nióbio (NbC) como: alta dureza, alta condutividade térmica, elevado ponto de fusão (3610°C) e grande estabilidade química (OLIVEIRA, 2016).

O endurecimento da liga de Fe-Cr-C, por exemplo, ocorre devido a precipitação destes carbonetos (NbC), que aumenta o limite de resistência mecânica, pois tendem a apresentar melhor distribuição e forma mais refinada. Estas ligas apresentam alta resistência ao desgaste e alta tenacidade (PEREIRA, 2010).

Zhi, et al. (2008) observou que a adição de nióbio em ligas de Fe-Cr-C promove a redução da fração volumétrica de carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , além de influenciar no tamanho destes carbonetos. Pinto et al., (2000) encontrou em ligas de Fe-Cr-C com adição de 0,5 a 1,5% de nióbio a presença de  $M_7C_3$ , além de carbonetos de nióbio com morfologia alongada, do tipo escrita chinesa.

### **3.2.1. Microestrutura das Ligas de Fe-Cr-C**

As ligas Fe-Cr-C apresentam uma matriz diversificada em relação aos constituintes, podendo conter um ou mais tipos ao mesmo tempo. Isto depende de fatores como, elementos de liga presentes, processo de fabricação e as taxas de solidificação (DAVIS, 1996).

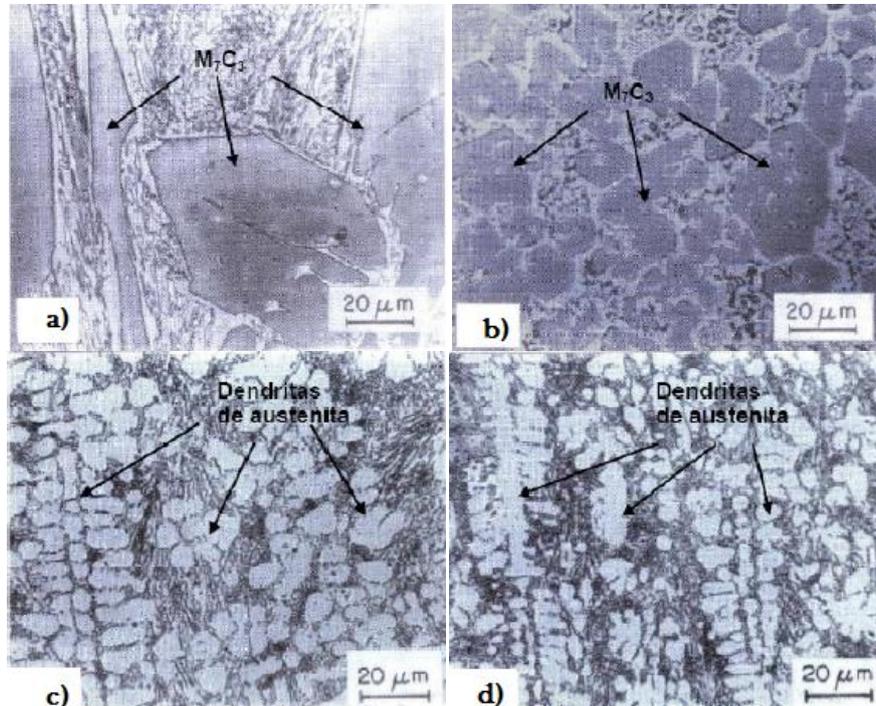
Segundo Gregolin (1990), teores de cromo menores que 10% tendem a formar eutético, no qual a matriz é constituída por carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , e a fase dispersa em forma de bastões de austenita.

Regattieri (2006) observou que para frações volumétricas de carbonetos entre 20 a 30%, o agregado eutético se constitui de lamelas radiais. E a partir do momento em que a austenita não se apresenta mais como obstáculo para a formação do eutético, os agregados passam da forma radial para lamelar.

Lima (2008) encontrou como microestrutura predominante para ligas de Fe-Cr-C com 23% de cromo, matriz eutética com carbonetos do tipo  $M_7C_3$  distribuídos de forma refinada, que tendem a aumentar seu tamanho à medida que ficam mais próximos da superfície. Neste caso, os carbonetos que se formam durante o processo de solidificação da poça de fusão, são carbonetos secundários dos tipos  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ .

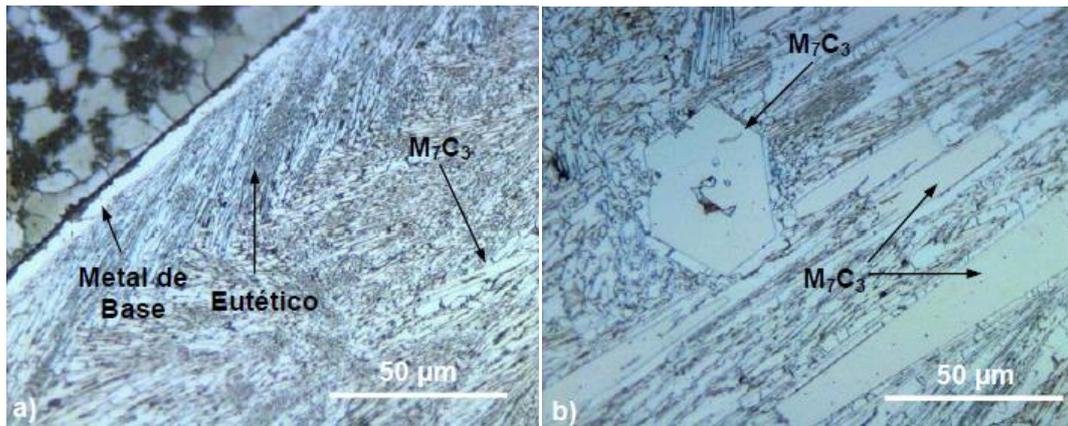
A Figura 3.10 foi obtida por Scotti (1995), em que estudou ligas Fe-Cr-C com as seguintes composições: (a) e (b) com 30%Cr e 5,5% C; (c) e (d) com 30% Cr e 1,7% C. Neste estudo o autor observou que em (a) e (b) houve a formação de carbonetos do tipo  $M_7C_3$  em uma matriz eutética de austenita + carbonetos, enquanto que em (c) e (d), apresentou microestrutura

formada por dendritas de austenita em uma matriz eutética, o que foi atribuído ao menor teor de carbono apresentado por estes materiais.



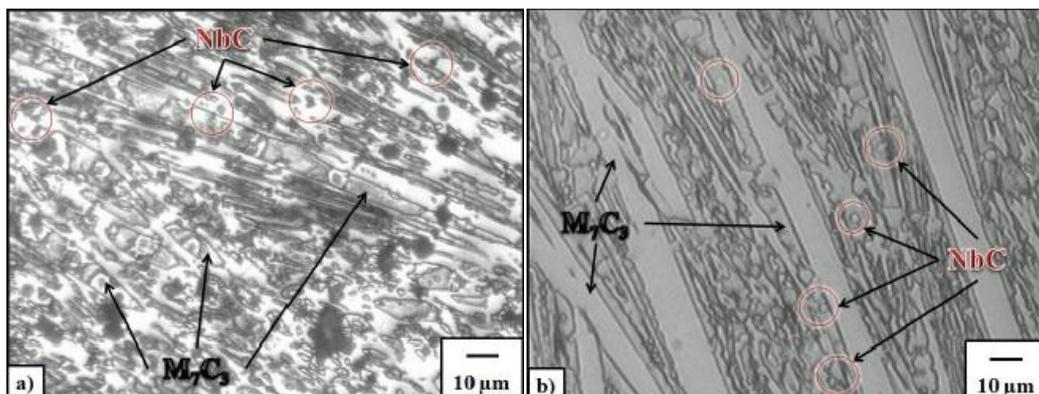
**Figura 3.10** Microestruturas de ligas de Fe-Cr-C composições: (a) e (b) com 30%Cr e 5,5% C; (c) e (d) com 30% Cr e 1,7% C (SCOTTI, 1995).

Analisando a microestrutura do Fe-Cr-C com 42% de cromo, Lima (2008) encontrou uma microestrutura predominantemente eutética na matriz, com carbonetos do tipo  $M_7C_3$  distribuídos e formatos diferentes, conforme mostrado na Figura 3.11.



**Figura 3.11** Microestrutura da liga de Fe-Cr-C com 42% de cromo, aumento de 1000x. Onde (a) ilustra a interface do revestimento com o metal de base e, (b) representa a superfície do revestimento (LIMA, 2008).

García (2011) ao estudar a microestrutura de revestimentos do tipo Fe-Cr-C com 7% de nióbio, observou a presença de carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , bem como carbonetos de nióbio (NbC) distribuídos de forma aleatória na matriz. Uma diferença em relação ao revestimento do tipo Fe-Cr-C, é a microestrutura dendrítica mais fina com carbonetos NbC na interface com o metal de base, além de carbonetos primários imersos em toda a extensão da matriz eutética, conforme pode ser visto na Figura 3.12.



**Figura 3.12** Microestrutura da liga de Fe-Cr-C adição de 7% de nióbio, aumento de 1000x. Onde (a) ilustra a interface do revestimento com o metal de base e, (b) representa a superfície do revestimento (GARCÍA, 2011).

### 3.3. Fatores que Influenciam a Resistência à abrasão das ligas de Fe-Cr-C

#### 3.3.1. Diluição

A diluição pode ser entendida como uma modificação da composição química de determinada liga de adição, devido à fusão do material de base durante o processo de soldagem (PEDROSA, et al., 2010).

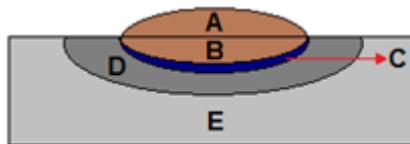
Esta variação de composição química ocorre em razão de possíveis alterações de energia, que podem ocorrer durante o processo de soldagem. Pois, a capacidade de fusão dos metais de base e adição depende da energia empregada no processo (CAVALCANTE, 2016).

Diante disso entende-se que, a composição química da zona Fundida (ZF) é determinada pelas interações químicas ocorridas durante o processo de deposição, além da composição química do metal de base e o de adição.

Para obter uma avaliação da diluição, realiza-se o cálculo da porcentagem de material do metal de base, que se encontra no cordão de solda. Esta medida pode ser feita a partir de imagens macrográficas da secção transversal do cordão de solda, com ajuda de “softwares” de desenho ou análise de imagens (PEDROSA, et al., 2010).

A diluição ( $\delta$ ) é determinada fazendo uma relação entre áreas A e B, Figura 3.13, utilizando a Equação 3.9 (CAVALCANTE, 2016).

$$\delta = \frac{B}{(A+B)} \times 100 \quad (3-9)$$

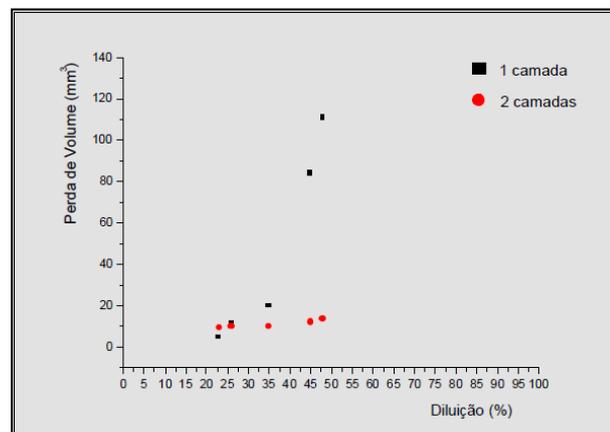


**Figura 3.13** Apresentação esquemática da zona fundida e/ou metal de solda (A+B), zona de ligação (C), zona afetada pelo calor (D), metal de base (E).

O controle da diluição é importante, pois algumas propriedades como composição química, microdureza e resistência ao desgaste, podem ser degradadas com o aumento da mesma. Os teores de elementos como o carbono e cromo, para revestimentos de Fe-Cr-C, tendem a se reduzir em função da diluição, provocando a redução da fração volumétrica dos

carbonetos. Portanto, acredita-se que quanto menor a diluição, maior será a fração volumétrica de carbonetos, principalmente os do tipo  $M_7C_3$ , que não são encontrados em materiais que apresentam índices mais altos de diluição (OLIVEIRA, 2015).

García (2011) e Ribeiro (2004) ao estudar revestimentos do tipo Fe-Cr-C, observaram a relação entre a diluição e a taxa de desgaste, neste caso os revestimentos que apresentaram menores taxas de diluição, apresentaram melhores resultados de perda de massa. Ribeiro (2004), observou ainda que quando houve maior perda de massa, o revestimento apresentou menor fração volumétrica de carbonetos, o que foi atribuído ao processo de diluição, conforme pode ser verificado por meio da Figura 3.14.



**Figura 3.14** Relação entre o desgaste, perda de volume, e diluição em revestimentos de uma e duas camadas (RIBEIRO, 2004).

### 3.3.2. Dureza

A dureza foi, por tempos, considerada um dos fatores de grande influência na resistência à abrasão dos materiais, portanto, era comum a correlação entre a maior dureza para menores perdas de massa de um determinado material.

No entanto, ao estudar a resistência ao desgaste abrasivo, alguns autores entendem que relacionar a macrodureza com tal propriedade pode ser um equívoco, isto devido à dureza ser obtida em ensaios estáticos, pois o ensaio de desgaste ocorre com grande movimentação das partículas de abrasivo (PARANHOS, et al., 2015).

Marino et al. (1998) observaram que a dureza do abrasivo é um fator importante para a taxa de desgaste. E de acordo com a relação de dureza do abrasivo e da superfície do material estudado, pode-se identificar o tipo de mecanismo de desgaste. Ele observou ainda que, para

desgaste a baixas tensões, a resistência à abrasão pode se apresentar maior quando o material apresenta alta dureza. No entanto, quando os materiais exibem durezas semelhantes, os materiais podem apresentar resistência ao desgaste diferentes, o que pode ter relação com as microestruturas de cada material.

Kotecki et al. (1998), também observaram que a dureza não deve ser considerada, isoladamente, como um indicador da resistência ao desgaste de um determinado material. Neste caso, deve utilizar como base fatores como a microestrutura e características das partículas abrasivas, por exemplo. Souza e Ferraresi (2017) encontraram resultado semelhante, e afirmou que a alta dureza de um determinado material, ou quando há aumento da mesma, não necessariamente significa que houve um aumento na resistência ao desgaste.

Analisando estes casos descritos acima, entende-se que a dureza pode influenciar nos resultados da resistência ao desgaste, porém, deve ser avaliada em conjunto a outras variáveis, com destaque para a microestrutura da superfície de desgaste.

### **3.3.3. Microestrutura**

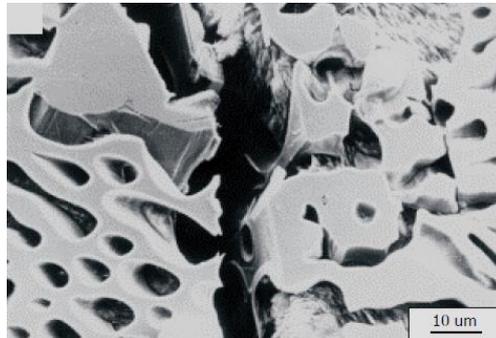
As propriedades tribológicas dos materiais resistentes à abrasão são influenciadas pelos tipos de carbonetos presentes na microestrutura. Portanto, é importante conhecer as características e a fração volumétrica das fases duras formadas, para tentar prever seus efeitos na resistência ao desgaste (BARBOSA, 2008).

Para as ligas de Fe-Cr-C, a adição de elementos como cromo, nióbio e carbono tende a aumentar a fração volumétrica de carbonetos primários e secundários, ricos em cromo, na matriz. Estes carbonetos podem melhorar a propriedade de resistência ao desgaste, quando em contato com materiais abrasivos, enquanto a matriz pode protegê-los durante o trabalho (SVENSSON, et al., 1988).

Os elementos de liga presentes segregam durante o processo de solidificação, neste caso o crescimento das dendritas de austenita se comporta como o ponto de partida para que os elementos carbono e cromo se distribuam entre carbonetos e matriz, e quando os carbonetos se formam, a matriz se torna pobre em relação a estes elementos, afetando as propriedades de dureza e resistência à abrasão (CARDINES, 2017).

Para teores de cromo menores que 10%, a tendência é formar carbonetos do tipo  $M_3C$ , acima disso pode-se formar os tipos  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_7$ , que são fases mais resistentes em comparação ao  $M_3C$  (ZUM GAHR, 1987).

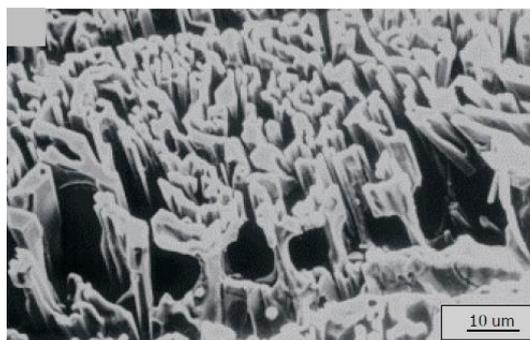
A Figura 3.15 ilustra como a rede de carbonetos do tipo  $M_3C$ , em ligas do tipo Fe-Cr-C, pode ser contínua. Neste caso, o aspecto geométrico tende a variar entre lamelas espaçadas e massa de carbonetos.



**Figura 3.15** Rede de carbonetos do tipo  $M_3C$  em ligas do tipo Fe-Cr-C contínua. (WIENGMOON, 2011).

Os carbonetos do tipo,  $M_7C_3$  apresentam alta dureza, no entanto sua contribuição para a resistência ao desgaste não é tão significativa. Isto se deve à alta fragilidade apresentada pelos mesmos, característica deletéria a tal propriedade. Dependendo de como se prendem à matriz, podem facilitar o aparecimento de trincas durante o processo de abrasão (CARDINES, 2017).

Estes carbonetos apresentam morfologia diferenciada em relação ao  $M_3C$ , pois podem se apresentar em forma de cristais longos (bastonetes) ou em forma de lâminas direcionadas longitudinalmente. Wiengmoon (2011) observou que as lâminas se formam por meio do confinamento, que ocorre dentro da estrutura de células eutéticas, para composições hipoeutéticas e eutéticas, enquanto que as formas alongadas ocorrem em composições hipereutéticas. A Figura 3.16, mostra a morfologia típica destes carbonetos para cada composição.



**Figura 3.16** Morfologia típica dos carbonetos  $M_7C_3$  (WIENGMOON, 2011).

Zum Gahr (1987) observou que características como a forma, o tamanho e a ligação dos carbonetos a matriz influenciam na perda de massa do material. Quando os carbonetos estão fortemente ligados à matriz podem atuar como barreira à perda de massa da matriz, uma vez que sua alta resistência limita o corte promovido por partículas abrasivas. A presença de carbonetos entranhados em uma matriz macia, ou seja, com dureza relativamente mais baixa do que a apresentada pelos carbonetos, tendem a reduzir significativamente as perdas causadas pelo processo de abrasão (SANTOS, 2017).

Carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , geralmente, se sobressaem em relevo da microestrutura, controlando a taxa de desgaste na medida em que impedem a remoção da matriz. E o aumento do teor de cromo e carbono tende a aumentar a fração volumétrica destes carbonetos, promovendo a diminuição do espaçamento entre eles, outro fator favorável à resistência ao desgaste (VALERIANO, 2017)

A fração volumétrica de carbonetos, nestas ligas, pode ser um importante meio de seleção de matérias resistentes ao desgaste. Fiore, et al. (1983) estudaram algumas ligas de Fe-Cr-C, que apresentavam fração volumétrica de carbonetos do tipo  $M_7C_3$  entre 10% e 40%, e ao submeterem estas ligas a ensaios de desgaste abrasivo em roda de borracha, observaram que houve menor perda de massa para frações volumétricas intermediárias.

Yaedo (2003), ao estudar ligas do tipo Fe-Cr-C e Fe-Cr-C + Nb, observou que quando houve aumento da fração volumétrica de carbonetos, o material apresentou diminuição na perda de massa. Além disso, nas regiões em que apresentavam maior fração dos carbonetos  $M_7C_3$ , o desgaste foi maior para as ligas Fe-Cr-C. No entanto, a menor perda de massa foi obtida quando os carbonetos do tipo NbC e  $M_7C_3$  se encontravam em teores intermediários. Para valores acima ou abaixo desta média, o material apresentou maior desgaste.

Diante destes fatos, percebe-se que existe um determinado percentual para que as frações volumétricas de  $M_7C_3$  possam promover melhor resistência ao desgaste, devido à proteção dada a matriz pelos carbonetos presentes. Além disso, o controle do desgaste pode estar relacionado à menor distância entre os carbonetos presentes na matriz (WIENGMOON, 2011).

#### **4. Materiais e Métodos**

Os equipamentos, materiais e metodologia utilizada neste trabalho serão descritos a seguir, de forma a facilitar a compreensão e possibilitar que outros pesquisadores possam repetir os testes e experimentos de forma integral.

## 4.1 Materiais e Equipamentos

### 4.2.1 Metal de Base

O metal utilizado como substrato para aplicação dos revestimentos, foi o aço carbono em conformidade com a especificação ASTM A36 do fabricante USIMINAS, com as seguintes dimensões: 500mm de comprimento, 500mm de largura e 11,7mm de espessura.

A composição química e propriedades mecânicas nominais, fornecidas pelo fabricante, seguem descritas nas Tabelas 4.1 e 4.2, respectivamente.

**Tabela 4.1** Composição química nominal do aço carbono ASTM A36.

<b>Composição Química (% em massa)</b>					
C	Mn	P	S	Si	Fe
0,25	0,80 - 1,20	0,04	0,05	0,40	restante

**Tabela 4.2** Propriedades mecânicas nominais do aço carbono ASTM A36.

<b>Propriedades Mecânicas fornecidas pelo fabricante</b>	
Limite de Escoamento	250 Mpa
Limite de Ruptura	400 - 550 Mpa
Dureza Rockwell	10HRC

### 4.1.2 Metal de Adição

Para fins de revestimento foram utilizados três consumíveis comerciais do tipo Fe-Cr-C, sendo dois eletrodos revestidos (ligas A e B) e um arame com adição de nióbio (liga C). As composições químicas e referências estão apresentadas na Tabela 4.3.

**Tabela 4.3** Composição química das ligas estudadas.

<b>Composição Química (% em massa)</b>									
<b>Tipo</b>	<b>Referência</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Nb</b>	<b>V</b>	<b>Fe</b>	<b>Dureza (HRC)</b>
Fe-Cr-C	Liga A	5,30	1,25	0,85	45,00	-		Restante	65 ± 3,0
Fe-Cr-C	Liga B	4,10	1,42	0,40	25,00	-		Restante	60 ± 1,5
Fe-Cr-C-Nb	Liga C	5,00	1,00	2,00	20,00	5,00	1,00	Restante	65 ± 1,5

A escolha dos consumíveis foi realizada de acordo com os teores de cromo, carbono e nióbio. A diferença de concentração de tais elementos, contribuiu para analisar a influência na resistência à abrasão das ligas de Fe-Cr-C.

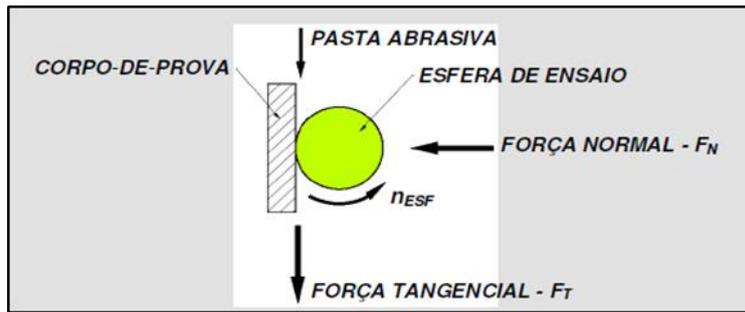
Estas ligas foram obtidas de duas empresas: Elbras Eletrodos do Brasil, que nos cedeu à liga A, e a Eutectic Castolin, que nos cedeu as ligas B e C.

### **4.1.3 Abrasivo**

Para realização dos ensaios de desgaste microabrasivos, foi preparada no laboratório uma suspensão abrasiva de diamante com concentração 0,35g/cm<sup>3</sup>. Para a produção da mesma, utilizou-se uma pasta diamantada, da marca Arotec, de granulometria 3µm e água destilada.

### **4.1.4 Máquina de Abrasão por Esfera**

Neste trabalho, utilizaremos o equipamento de desgaste micro abrasivo por esfera rotativa fixa, com o seguinte princípio de funcionamento: uma força normal (N), definida pelo usuário, é aplicada sobre a esfera do ensaio, e em contato com esta esfera é colocado o corpo de prova. Neste contexto, o contato e o movimento entre os dois elementos produz uma força tangencial, a força de atrito (Ft). Este tipo de configuração, Figura 4.1, permite controlar a rotação da esfera do ensaio, a distância de deslizamento entre a esfera e a superfície da amostra (S), além da concentração e vazão da suspensão introduzida entre a interface superfície do corpo de prova/esfera.

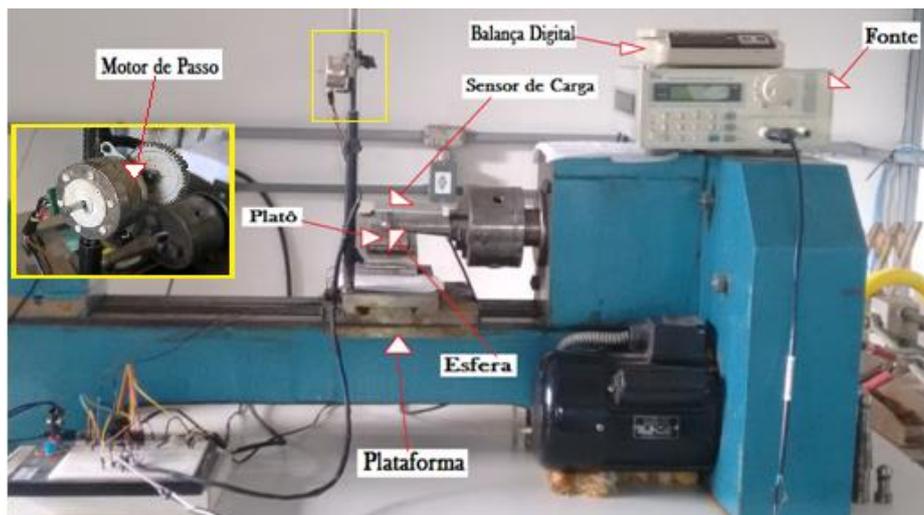


**Figura 4.4.1** Princípio de funcionamento do equipamento de ensaio de desgaste micro abrasivo por esfera rotativa fixa (COZZA, 2011).

O ensaio de desgaste microabrasivo foi realizado utilizando uma Máquina de Abrasão por Esfera, Figura 4.2. Tal equipamento constitui-se de um torno adaptado a um platô ajustável, além de um porta amostra que se movimenta livremente nas direções X e Y.

O equipamento apresenta liberdade de posicionamento da amostra em relação à esfera, devido à presença do conjunto porta amostra acoplado em uma plataforma, além de um motor de passo, que se liga ao platô por meio de cabos para posicionamento de amostras. Além disso, a força normal pré-estabelecida é aplicada por meio da inclinação do platô.

Este equipamento foi desenvolvido no LESTA – Laboratório de Engenharia de Superfícies e Técnicas Afins, que se encontra instalado na Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto.



**Figura 4.2** Equipamento de desgaste microabrasivo.

O controle da Força Normal (N), bem como o movimento da plataforma no plano, é realizado por meio de comandos realizados a partir do Supervisório do equipamento. Tal sistema consiste em um Arduino que estabelece a interface entre a aplicação principal do MATLAB e os periféricos eletrônicos.

A tela do sistema supervisório, Figura 4.3, permite o acompanhamento “on-line” e em tempo real das variáveis como a força normal, força tangencial e coeficiente de atrito, desde os primeiros instantes do ensaio. Além disso, é possível controlar o tempo total de ensaio e tempo de amostragem durante todo o procedimento.

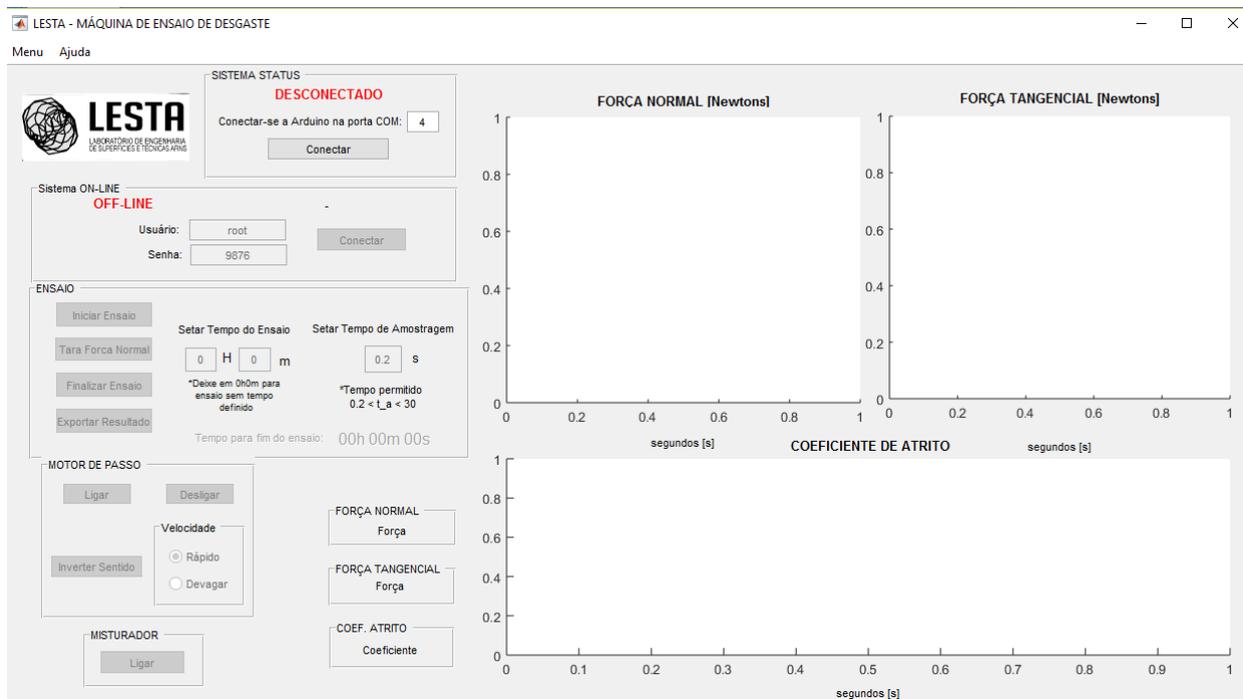


Figura 4.3 Tela de acompanhamento.

Para a realização dos ensaios, algumas condições são estabelecidas:

- ✓ As dimensões das amostras foram de 25 x 25 x 16,7 mm;
- ✓ Esfera em aço SAE 52100, com 24,5mm de diâmetro;
- ✓ Rotação da Esfera de 132rpm;
- ✓ Carga aplicada de aproximadamente 5N;
- ✓ Suspensão de diamante de concentração 0,35g/cm<sup>3</sup>;
- ✓ Gotejamento da suspensão a cada 15s;

## 4.2. Métodos Experimentais

### 4.2.1. Preparação dos Corpos de Prova

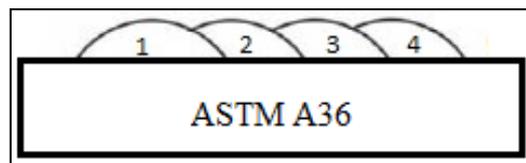
O metal de base foi retirado da amostra de aço ASTM A36 de dimensões iniciais (500 x 500 x 11,7mm) com o auxílio de uma máquina de serra fita em seções de 150mm de comprimento e 50mm de largura. Em tal procedimento foram produzidos 15 corpos de prova de dimensões (150 x 50 x 11,7mm), Figura 4.4.



**Figura 4.4** Corpo de Prova (150 x 50 x 11,7mm)

Após a produção dos corpos de prova iniciais, foram realizados os processos de soldagem nas ligas estudadas, para aplicação do revestimento ao substrato. Tal processo foi realizado em cinco corpos de prova para cada uma das três ligas.

A aplicação do revestimento ao substrato foi realizada por meio de processo de soldagem. Em cada amostra foram depositados quatro cordões de solda de 5 mm de altura e 150 mm de comprimento, em camada única, obtendo-se uma peça com 16,7 mm de espessura total, realizando-se sobreposição de 30% da largura de cada cordão, para obtenção de uma superfície mais uniforme, conforme Figura 4.5, que facilitou a preparação metalográfica e nivelamento das mesmas para realização do ensaio de desgaste.



**Figura 4.5** Esquema da sequência de passes.

Os revestimentos A e B foram aplicados por meio do processo de soldagem por eletrodo revestido (SMAW), enquanto C foi aplicado por soldagem MIG (GMAW), utilizando parâmetros testados por Lima (2008) e Garcia, (2011), conforme Tabela 4.4. Para todas as deposições a temperatura de pré-aquecimento e interpasse foi de 100 °C, a fim de reduzir os efeitos do calor fornecido entre passes e prevenir nucleação de trincas nas amostras.

**Tabela 4.4** Parâmetros operacionais para o processo de soldagem

Revestimento	Passo	Processo	Diâmetro (mm)	Corrente / Polaridade	Intensidade de Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Velocidade de Alim. (mm/min)
Liga A	Revest.	SMAW	3,25	CC+	170	40	14~16	-
Liga B	Revest.	SMAW	3,25	CC+	170	40	14~16	-
Liga C	Revest.	GMAW	1,6	CC+	290	28	15~16	8

De acordo com Katsich et al. (2011), o comportamento dos revestimentos em relação ao desgaste sofre influência das condições em que o processo de soldagem é realizado. Neste caso, a variação da energia e velocidade pode afetar características como: a homogeneidade da microestrutura, a dureza, e conseqüentemente a resistência ao desgaste do material estudado. Portanto, os parâmetros apresentados na Tabela 4.4, foram seguidos da forma mais fiel possível.

Os corpos de prova obtidos, após a deposição dos revestimentos, podem ser vistos nas Figuras 4.6, em que (a) é o revestimento com a liga A, (b) o revestimento com a liga B e (c) o revestimento com a liga C.



**Figura 4.6** Revestimentos aplicados nos corpos de prova; (a) liga A; (b) liga B; (c) liga C.

Para cada tipo de revestimento produzido, foram retirados cinco corpos de prova da região central das amostras, com dimensões 25,0 mm x 25,0 mm x 16,7 mm para realização dos ensaios.

Destes foram separados quatro corpos de prova para realização dos ensaios de microabrasão e dureza Rockwell C e um corpo de prova de cada para os ensaios de dureza Vickers e metalografia. As demais partes, que representam o início e fim dos cordões de solda, foram descartadas, de forma a eliminar os efeitos transitórios do início e fim do processo de soldagem. Os cortes foram efetuados utilizando a cortadora metalográfica da marca AROTEC Arocor 80, com disco abrasivo de pequena espessura e utilizando fluido de corte.

Após este procedimento, foram separados três corpos de prova para análises de dureza e microestrutural, o restante foi direcionado aos ensaios de microabrasão.

Para a realização dos ensaios microabrasivo e de dureza Rockwell C, os corpos de prova foram submetidos ao processo de lixamento utilizando lixas de granas 180, 400 e 600 mesh, de forma a obter uma superfície plana e uniforme. E os corpos de prova separados para os ensaios de metalografia e dureza Vickers, foram inicialmente embutidos, utilizando resina de poliéster, lixados utilizando lixas de granas 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200 mesh, e por fim submetidos ao processo de polimento utilizando alumina 1 $\mu$ m, pasta diamantada de granulometrias 1 $\mu$ m e 0,25 $\mu$ m, nesta sequência.

#### 4.2.2. Ensaio de rugosidade Superficial

As características da superfície de desgaste são importantes no processo de desgaste, pois tende a vincular o material analisado com sua gama de solicitações.

A rugosidade, por exemplo, tem relação com o desgaste superficial, pois quanto mais lisas forem as superfícies, maior será a área de contato, e conseqüentemente menor a perda de massa. Em contrapartida, uma maior rugosidade pode influenciar na formação da calota durante um ensaio microabrasivo, e assim diminuir o tempo para o início da evolução da cratera.

Costa et al. (2015) afirmam que tanto a rugosidade da esfera, quanto da amostra influenciam no desgaste abrasivo, devido ao “arraste” das partículas abrasivas, neste caso, quanto maior a rugosidade, maior o coeficiente de desgaste.

Portanto, para minimizar as influências da rugosidade durante o ensaio de desgaste microabrasivo, bem como melhorar a identificação dos limites da calota, se faz necessário nivelar ao máximo a rugosidade das amostras, pois as ranhuras presentes nas superfícies das mesmas, além de favorecer a formação da cratera durante o ensaio, podem influenciar nos resultados referentes ao modo de desgaste.

Diante disto, para nivelar e obter uma rugosidade (Ra) aproximada entre as superfícies dos corpos de prova, foi realizado o desbaste superficial de todas as amostras a serem ensaiadas, utilizando lixas de grana 180, 400 e 600 mesh.

Após o desbaste dos corpos de prova, foram realizados os ensaios de rugosidade, utilizando um rugosímetro portátil digital, da marca Time, modelo TR 200, equipamento pertencente ao laboratório LESTA.

Em cada corpo de prova realizou-se três medidas de rugosidade superficial. As médias dos valores do Ra, encontrados para cada liga estudada, se encontram descritas na Tabela 4.5. Como se pode observar, a liga B apresentou a maior rugosidade em relação às ligas C e A, respectivamente.

**Tabela 4.5** Rugosidades (Ra) obtidas nos corpos de prova das ligas A, B e C

<b>Rugosidade Ra um</b>	
<b>Revestimento</b>	<b>Média</b>
<b>Liga A</b>	0,346 ± 0,063
<b>Liga B</b>	0,503 ± 0,021
<b>Liga C</b>	0,473 ± 0,089

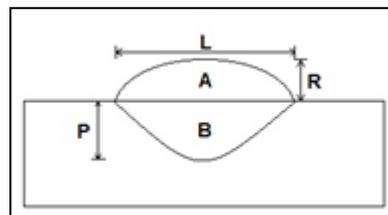
### 4.2.3. Diluição

Os parâmetros geométricos do cordão de solda, largura, penetração e as áreas para determinar a diluição foram medidos utilizando o software “ImageJ”.

Para tal procedimento foram utilizados três corpos de prova, de dimensões 25 x 25 x 16,7mm. As amostras foram obtidas conforme Item 4.2.1, posteriormente lixadas com lixa de grana de 180, 400 e 600 mesh, e atacadas quimicamente com reagente Picral 5%.

Posteriormente, foram obtidas imagens de três regiões distintas, varrendo todo o cordão, utilizando uma lupa com aumento de 6,3x. De posse de tais imagens, foram verificadas áreas referentes às zonas fundida (ZF), abaixo e acima do metal de base. E por meio deste resultado calculou-se a diluição ocorrida em cada revestimento, utilizando a Equação 3.9 do item 3.4.1.

A avaliação da diluição ( $\delta$ ) foi obtida realizando uma relação entre a área fundida (B), abaixo da superfície da amostra, e a área total do cordão de solda (A+B), conforme ilustrado na Figura 4.7.



**Figura 4.7** Esboço das áreas do revestimento.

Por meio das análises macrográficas, da seção transversal dos cordões de solda, calculou-se as áreas das camadas de revestimento, para então realizar o cálculo da diluição.

### 4.2.4. Dureza e Microdureza

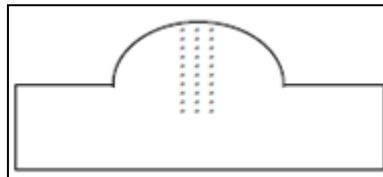
Foram realizados os métodos de dureza Rockwell C e Vickers, de modo a comparar as propriedades das três ligas de Fe-Cr-C utilizadas no estudo.

Para o procedimento de dureza Rockwell C, foram realizadas cinco medições em cada região da superfície das amostras, em acordo com a norma ABNT-NBR 6671-198, sendo utilizada uma pré-carga de 10kgf e carga de 150kgf.

Para o ensaio de dureza Vickers, os corpos de prova foram preparados conforme item 4.2.1, e atacados com Nital a 5% por 20 segundos. O equipamento utilizado foi o

microdurômetro com indentador Vickers, devidamente calibrado, da marca Pantec. Para tal procedimento utilizou-se uma carga de 100g durante 10 segundos.

Para levantamento da variação da dureza Vickers nos revestimentos estudados, realizou-se a medição em 10mm e um espaçamento médio de 0,4mm, desde a superfície do cordão de solda até atingir o substrato, de forma a obter um perfil conforme a Figura 4.9. Para fins estatísticos, calculou-se a média com base em uma série de três medições.



**Figura 4.8** Colunas de indentação, realizadas na direção revestimento/substrato.

#### **4.2.5. Análise Microestrutural**

Os corpos de prova separados para caracterização microestrutural, após serem lixados, foram atacados com reagente Murakami a 60 °C por um tempo de 20 segundos, de forma a destacar os carbonetos de cromo e nióbio presentes nos revestimentos. Após isto, foi realizada a análise por meio da microscopia óptica (MO) com aumentos de 500 e 1000X. Para este fim, utilizou-se um microscópio ótico trinocular, da marca LEICA DM2700M, com câmera de captura de imagens. E de forma a comprovar a presença dos constituintes das fases detectadas pela microscopia óptica, foram realizadas análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) equipado com sistema de energia dispersiva (EDS), modelo TESCAN do Laboratório Nanolab.

O cálculo do percentual de carbonetos foi realizado com o auxílio da ferramenta digital “Image J”. Tal procedimento foi possível devido ao ataque seletivo dos carbonetos obtido por meio do reagente Murakami a 60°C, pois este ataque permite um melhor destaque dos carbonetos de cromo e nióbio presentes em relação à matriz, viabilizando realizar o cálculo da área superficial ocupada em relação à área total (LIMA, 2008).

O procedimento iniciou-se convertendo cada uma das imagens originais analisadas em uma escala de cinza (8 - bits), e a partir do histograma de máximo e mínimo dos tons de cinza foi possível distinguir os carbonetos em relação à matriz. E por meio da segmentação da área

demarcada o software, Image J, contabilizou a área selecionada, possibilitando o cálculo do percentual de carbonetos presentes na microestrutura. Este procedimento foi realizado em 10 imagens referentes a cada liga estudada.

#### 4.2.6. Ensaio de Desgaste Microabrasivo

Os ensaios de microabrasão foram realizados com um equipamento de micro desgaste por esfera rotativa fixa, desenvolvido pelo LESTA (Laboratório de Engenharia de superfícies e técnicas afins). Neste equipamento o controle da força normal é feito a partir de uma célula de carga, FSR-406, fabricado pela Interlink Eletronics e a leitura do sensor é feita por uma porta analógica de um Arduino, que permite a interface entre a aplicação principal do MATLAB e os periféricos eletrônicos. Tal controle pode ser realizado em um sistema supervisorio, que em tempo real, permite visualizar os parâmetros do ensaio.

Para realização do experimento foi utilizada uma esfera de aço AISI 52100 de diâmetro 25,4 mm, a qual é fixa em um eixo rotacional, que se movimenta com o auxílio de um motor. Como abrasivo, utilizou-se uma suspensão de diamante, com tamanho médio de partícula de 3  $\mu\text{m}$ , composta por 35% de pasta diamantada e 65% de água destilada. Os demais parâmetros de teste utilizados estão apresentados na Tabela 4.6.

**Tabela 4.6** Valores dos parâmetros estabelecidos para os ensaios

<b>Tempo de Ensaio (s)</b>	900	1200	1800	3600	7200	10800
<b>Força Normal (N)</b>	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2
<b>Rotação da Esfera (rpm)</b>	136	136	136	136	136	136
<b>Distância de deslizamento (m)</b>	163,43	217,90	326,85	653,70	1307,41	1961,11
<b>Gotejamento do abrasivo</b>	1 gota/15 s					
<b>Tempo de amostragem (s)</b>	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
<b>Número de repetições</b>	4	4	4	4	4	4

Anteriormente à realização dos ensaios, seguiram-se os seguintes passos:

- ✓ Centralizou-se a esfera com deslocamento de apenas 0,02mm, utilizando um relógio comparador antes de iniciar o teste.
- ✓ Realizou-se a inspeção do equipamento MAE. Para tal procedimento, utilizando o grafite sem adicionar a suspensão abrasiva, obteve-se uma calota de desgaste no tempo

de 15 minutos. Observou-se, durante o pré-ensaio, o coeficiente de atrito ( $\mu$ ) que deveria apresentar valores máximos entre 0,25 a 0,29, aplicando-se uma força normal (F) de 1,1N.

- ✓ Executou-se o ajuste de “zero” na tara da escala eletrônica ao iniciar cada ensaio de forma a neutralizar o peso do conjunto do platô.
- ✓ Realizou-se a limpeza da esfera após cada ensaio, de forma a retirar as impurezas existentes do procedimento anterior.

Os ensaios microabrasivos foram realizados, utilizando os parâmetros descritos na Tabela 4.6, e seguindo os seguintes os passos que seguem:

- ✓ Ligou-se a balança, mantendo-a ligada durante todo o ensaio, de forma a evitar possíveis variações de pesagem, neste caso os corpos de prova foram mantidos durante 30 minutos, até que aferisse os valores de massa inicial de cada uma das amostras.
- ✓ Posicionou-se o corpo de prova, içando o platô até o momento anterior do encontro entre as superfícies esfera/amostra, realizou-se a tara da força normal (F), selecionou o tempo de ensaio e de amostragem, no supervisor.
- ✓ Aplicou-se a força normal (F) e realizou cada ensaio utilizando os parâmetros da Tabela 4.6. Ao fim de cada ensaio, os corpos de prova foram lavados em água corrente, submersos em uma solução de acetona/água dentro de um vibrador ultrasônico, por 20 minutos. Após isto, as amostras foram retiradas do recipiente submetendo-as a limpeza com álcool, e secas com o auxílio de um secador.
- ✓ Pesaram-se as amostras com o auxílio da balança, obtendo o valor da massa final de cada uma separadamente.

#### **4.2.7. Desgaste Microabrasivo**

Para o estudo do desgaste microabrasivo, inicialmente foi quantificada a perda de volume dos corpos de prova a partir da evolução do diâmetro das calotas formadas em função da distância de deslizamento. Para esta análise, utilizou-se a distância de 651 m, ou seja, 60 minutos de ensaio, tempo necessário para que as três ligas apresentassem um coeficiente de desgaste constante e, portanto, considera-se que o regime permanente de desgaste tenha sido atingido.

As medidas dos diâmetros das calotas formadas foram realizadas a partir de imagens da calota, obtidas com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) com um aumento

de 70x, e para obter informações sobre os mecanismos de desgaste presente foram obtidas imagens com aumento de 2000x. Após isto foi calculado o volume desgastado em cada uma das ligas estudadas, por meio da Equação 3.1, e calculou-se os coeficientes de desgaste, por meio da Equação 3.2. Desta forma foi possível verificar a severidade do desgaste, bem como se o regime permanente de desgaste foi atingido nas ligas estudadas.

## 5. RESULTADOS

### 5.1. Análise de Diluição

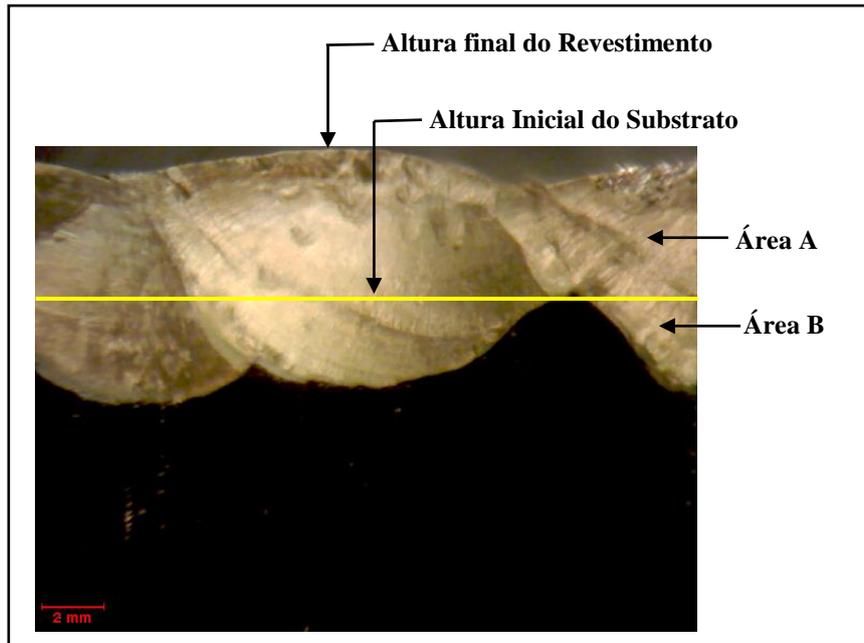
A taxa de diluição é importante nos estudos que envolvem resistência ao desgaste, principalmente, devido a sua relação com a composição química da zona fundida, que pode alterar microestrutura, dureza e propriedades tribológicas.

A análise da diluição é obtida pela razão entre a área fundida e a área total da solda, conforme Equação 3.9 do Item 3.4.1. Os valores correspondentes às áreas, A e B, foram mensuradas na secção transversal dos revestimentos, Figuras 5.1, 5.2 e 5.3, com o auxílio do programa “ImageJ”, e os valores encontrados estão descritos na Tabela 5.1

**Tabela 5.1** Medidas das áreas, A e B, envolvidas no cálculo da taxa de diluição.

Revestimento	Liga A		Liga B		Liga C	
	Área A (mm <sup>2</sup> )	Área B (mm <sup>2</sup> )	Área A (mm <sup>2</sup> )	Área B (mm <sup>2</sup> )	Área A (mm <sup>2</sup> )	Área B (mm <sup>2</sup> )
<b>Medida 1</b>	93,04	57,25	104,52	35,37	83,6	24,3
<b>Medida 2</b>	92,90	56,22	107,44	33,17	75,6	28,8
<b>Medida 3</b>	99,65	50,94	116,59	25,62	85,7	20,1
<b>Média</b>	95,20	54,80	109,52	31,39	81,64	24,37
<b>DP</b>	3,85	3,39	6,30	5,11	5,31	4,33

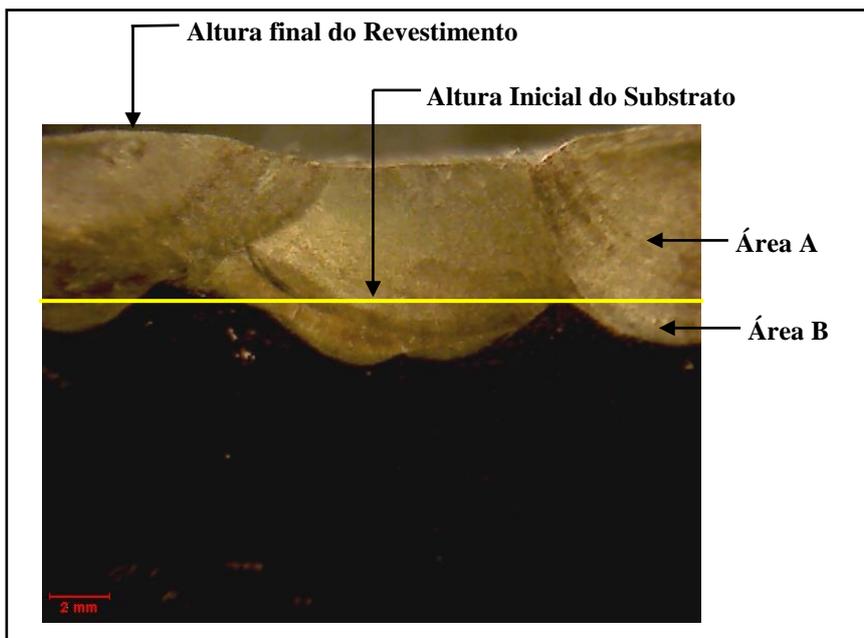
A Figura 5.1 representa a macrografia do revestimento obtido aplicando a liga A, e foi utilizada para calcular as áreas A e B, descritas na Tabela 5.1, de posse de tais valores obtivemos o valor da taxa de diluição,  $\delta_A$ .



**Figura 5.1** Macrografia do revestimento obtido aplicando a liga A.

$$\delta_A = \frac{54,80}{(95,20 + 54,80)} \times 100 = 36,54 \%$$

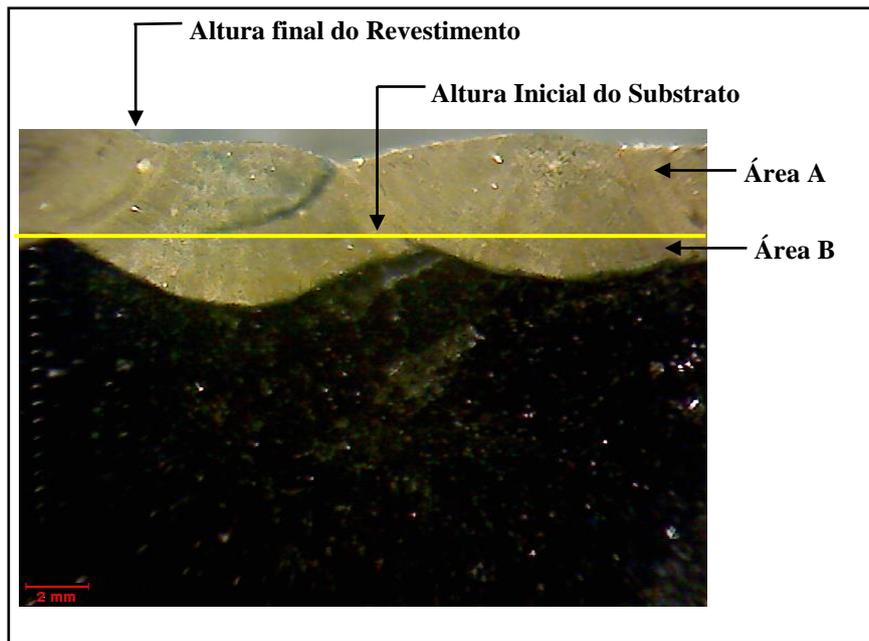
Para a liga B, utilizou-se a macrografia ilustrada na Figura 5.2 para calcular as áreas A e B, descritas na Tabela 5.1 e obtivemos o valor da taxa de diluição,  $\delta_B$ .



**Figura 5.2** Macrografia do revestimento obtido aplicando a liga B.

$$\delta_B = \frac{31,39}{(109,52 + 31,39)} \times 100 = 22,28 \%$$

A Figura 5.3 representa a macrografia do revestimento obtido aplicando a liga C, e foi utilizada para calcular as áreas A e B, descritas na Tabela 5.1. Partindo de tais valores calculou-se a taxa de diluição,  $\delta_C$ .



**Figura 5.3** Macrografia do revestimento obtido aplicando a liga C.

$$\delta_C = \frac{24,37}{(81,64 + 24,37)} \times 100 = 22,99 \%$$

A Tabela 5.2, contém os valores da taxa de diluição apresentada por cada uma das ligas estudadas. Ao comparar estes resultados, observa-se que a liga A apresentou a maior taxa de diluição, enquanto as ligas B e C, que apresentavam em sua composição teor de cromo entre 25 e 20%, respectivamente, apresentaram menor diluição. As ligas B e C apresentaram diluição, respectivamente, 39% e 37% menores em relação a diluição apresentada pela liga A.

**Tabela 5.2** Taxa de diluição dos revestimentos A, B e C

Revestimento	Liga A	Liga B	Liga C
Diluição (%)	36,54	22,28	22,99

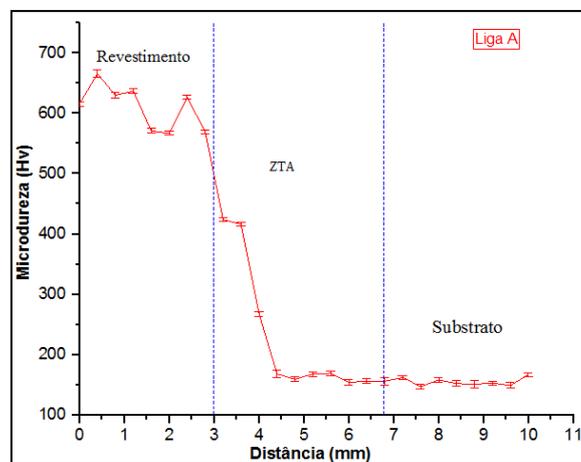
## 5.2. Ensaio de Dureza

Por meio de um microdurômetro, foram determinadas medidas referentes à dureza Vickers (HV). Para tal medida, utilizou-se uma carga máxima de 100gf, mantida durante 10 segundos.

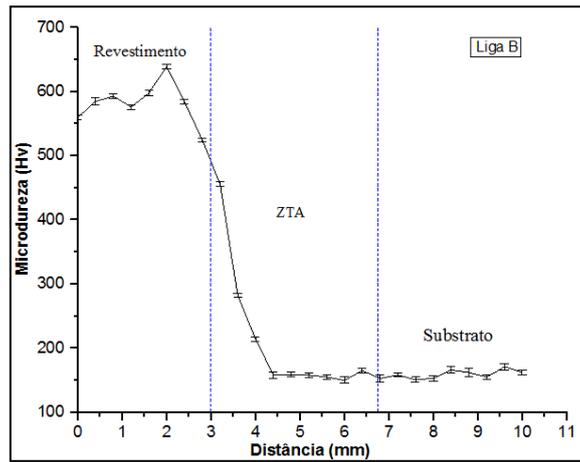
A variação da dureza Vickers foi obtida realizando medidas em um espaçamento de 0,4mm, partindo da superfície do revestimento até atingir o substrato, conforme ilustrado na Figura 4.8 do item 4.2.4. Foi realizada uma série de três medições, e para fins estatísticos, calculou-se a média das mesmas.

Os gráficos das Figuras 5.4, 5.5 e 5.6 apresentam os resultados de dureza Vickers e seus respectivos desvios padrões, encontrados para os revestimentos produzidos com as ligas A, B e C, nesta ordem.

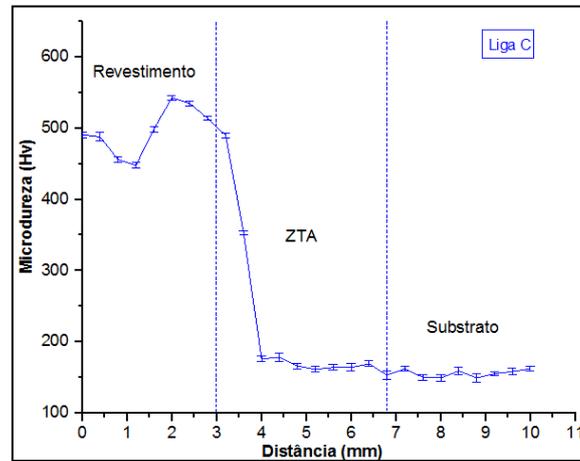
A dureza Vickers (HV) dos revestimentos foi maior em relação ao substrato, especialmente para o revestimento A, Fe-Cr-C (45%Cr). As oscilações observadas no valor da dureza HV podem ser resultado de regiões com maior e menor concentração de carbonetos, o que condiz com as afirmativas de Colaço, et al. (2014), de que regiões que apresentam alto volume de carbonetos, conseqüentemente, exibem maior resistência à penetração e ao corte.



**Figura 5.4** Medidas de dureza Hv do revestimento, obtido com a liga A, partindo da superfície.

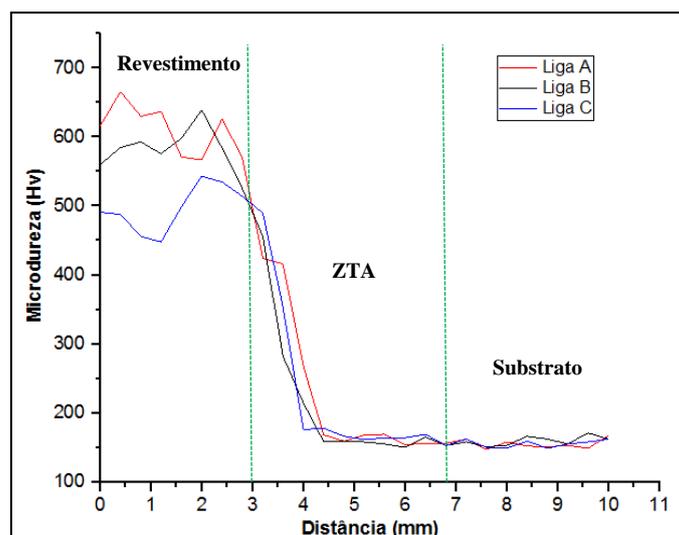


**Figura 5.5** Medidas de dureza Hv do revestimento obtido com a liga B, partindo da superfície.



**Figura 5.6** Medidas de dureza Vickers Hv do revestimento obtido com a liga C, partindo da superfície.

A Figura 5.7 mostra a comparação dos resultados para as três ligas. Neste caso, o revestimento obtido a partir da liga C apresentou menor dureza Vickers em comparação às ligas A e B. Tal diferença foi menor em média 20,04% e 14,74%, respectivamente.



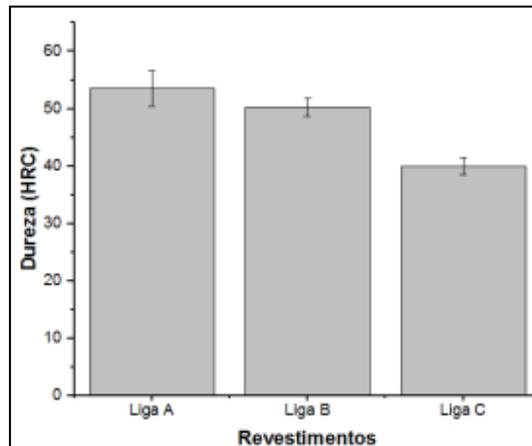
**Figura 5.7** Comparativo da dureza Vickers dos três revestimentos utilizados.

Com relação às três ligas, pode-se notar que até aproximadamente 4,0mm da superfície, a dureza apresentou variação, apresentando-se constante somente a partir de 4,5mm. Tal variação pode ser relacionada à presença de carbonetos, o que gera picos de dureza maior em relação à matriz.

Observa-se que nas regiões entre 2,0 e 3,0mm, anterior à interface entre o revestimento e o substrato, houve redução da dureza para todos os revestimentos, sendo que as ligas A e B apresentaram redução de dureza de forma mais notável em relação à C. A redução de dureza para a liga A se inicia a uma profundidade maior em relação às demais. Este resultado pode estar relacionado ao teor de diluição observado nos revestimentos. Entretanto, a 3mm (interface revestimento/ZTA), as três ligas apresentam, aproximadamente, a mesma dureza, o que pode estar relacionado ao maior teor de cromo apresentado pela liga A, que pode ter contribuído para que não houvesse uma queda brusca no valor de sua dureza.

As médias dos valores obtidos para dureza Rockwell C (HRC), com os respectivos desvios padrões são apresentadas no gráfico da Figura 5.8, na qual o revestimento que apresentou maior dureza foi o obtido a partir da liga A, Fe-Cr-C (45%Cr).

Pode-se observar que o revestimento obtido a partir da Liga A, foi o que apresentou maior média de dureza (53,50 HRC), seguido pela liga B (50,25HRC), e pôr fim a Liga C, que apresentou a menor dureza entre os três revestimentos, (40,00 HRC).

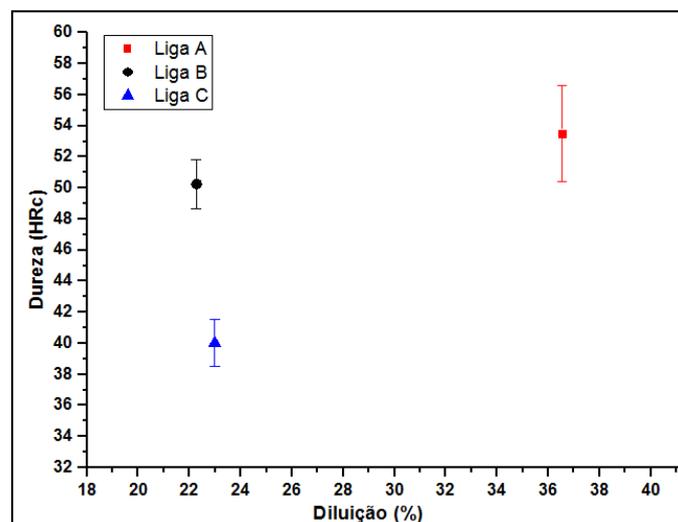


**Figura 5.8** Resultado de dureza (HRC) dos revestimentos obtidos a partir das ligas A, B e C.

Durante as medições, verificou-se que não ocorreram grandes variações de dureza para uma mesma amostra, referentes às ligas B e C, tanto na face de revestimento quanto na seção transversal da amostra. Porém a liga A, apresentou certa dispersão dos resultados, e tal fato pode estar relacionado à diluição sofrida.

Segundo Oliveira (2015) o teor de elementos como o carbono e cromo, para revestimentos de Fe-Cr-C, podem se reduzir em função da diluição, provocando mudanças na distribuição dos carbonetos, proporcionando ao revestimento, uma maior variação na dureza.

A Figura 5.9 apresenta a relação entre a dureza e a diluição das ligas estudadas, como pode-se observar, mesmo apresentando maior diluição, a liga A apresentou maior média de dureza em relação às outras duas ligas. No entanto todas as três ligas apresentaram média de dureza abaixo do especificado pelo fabricante, conforme Tabela 4.3 do item 4.1.2.



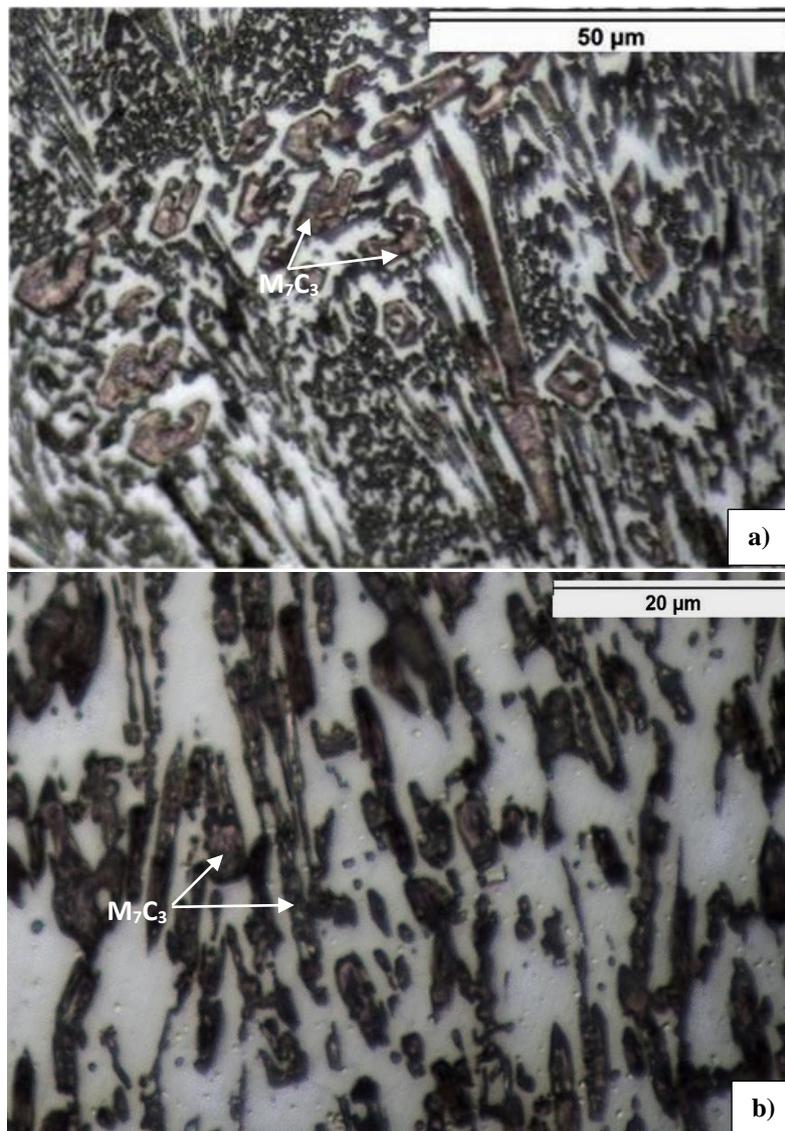
**Figura 5.9** Relação de dureza versus diluição das ligas A, B e C.

### 5.3. Análise Microestrutural

Os três tipos de revestimentos estudados, apresentaram carbonetos do tipo  $M_7C_3$  com particularidades características de cada morfologia. Foram encontradas as formas mais grosseiras na Liga A e B; nesta última os precipitados se formaram em colônias e com um grande espaçamento entre si. Os carbonetos de nióbio (NbC), presentes na liga C, apresentaram morfologia do tipo “escrita chinesa”; formas alongadas, dispostas de maneira intercalada aos carbonetos de cromo presentes.

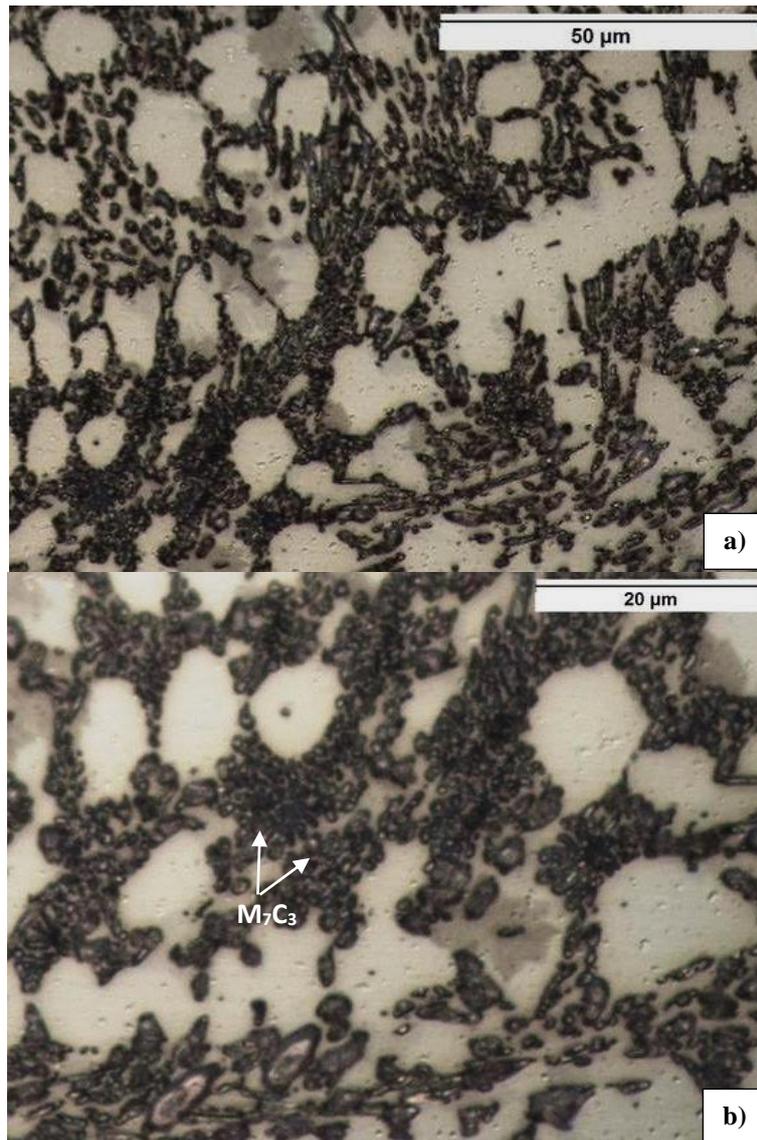
As Figuras 5.10, 5.11 e 5.12, apresentam as microestruturas obtidas por meio de microscopia óptica, com aumento de 500 e 1000 vezes, utilizando o reagente Murakami a 60°C por 20 segundos, para revelação dos microconstituintes.

Pode-se observar na Figura 5.10, que a microestrutura apresentada pela liga A, Fe-Cr- C (45% Cr), é constituída por carbonetos de cromo, além do constituinte eutético formado por carbonetos de cromo e austenita, semelhante ao encontrado nos trabalhos de Crespo (2016), Lima (2008) e Wu et al. (2007). Pressupõe-se que durante o processo de solidificação o líquido transformou-se em dendritas primárias enriquecida por cromo e carbono, que posteriormente se transformou em carbonetos. Estas fases tendem a consumir grande parcela do teor de cromo e carbono, o que pode ter facilitado seu crescimento. Além disso, durante este processo, a matriz se torna pobre em cromo, porém ainda há formação de carbonetos do tipo  $M_7C_3$  no processo de transformação eutética. De acordo com Spinola et al. (2016), quanto maior teor de cromo, maior o tamanho dos carbonetos eutéticos formados e menor a uniformidade, resultando em uma microestrutura final (carbonetos primários grosseiros) que podem ou não estar agrupados, além de carbonetos refinados no entorno.



**Figura 5.10** Microestrutura na superfície do revestimento A. (a) 500x e (b) 1000x. (ataque Murakami a 60°) (MO).

A Figura 5.11 apresenta a microestrutura da liga B, Fe-Cr-C (25%Cr), que exibiu crescimento dendrítico, e carbonetos primários,  $M_7C_3$  proeutéticos, concentrados na matriz. Estas fases se apresentaram menos grosseiras em relação ao encontrado na liga A. Estes precipitados se encontram agrupadas de forma regular e refinados em uma mistura eutética, como encontrado por Crespo et al. (2016). A distribuição dos carbonetos na matriz, também se apresentou diferente em relação à liga A, pois além de estarem em colônias, se apresentaram separados entre si por um grande espaçamento. A fase primária, dendrítica, pode ser observada com clareza, tal fato pode ser devido ao resfriamento da liga, que permitiu maior taxa de crescimento das dendritas, inibindo a precipitação de carbonetos secundários, como ocorreu na liga A (SPINOLA et al. 2016).

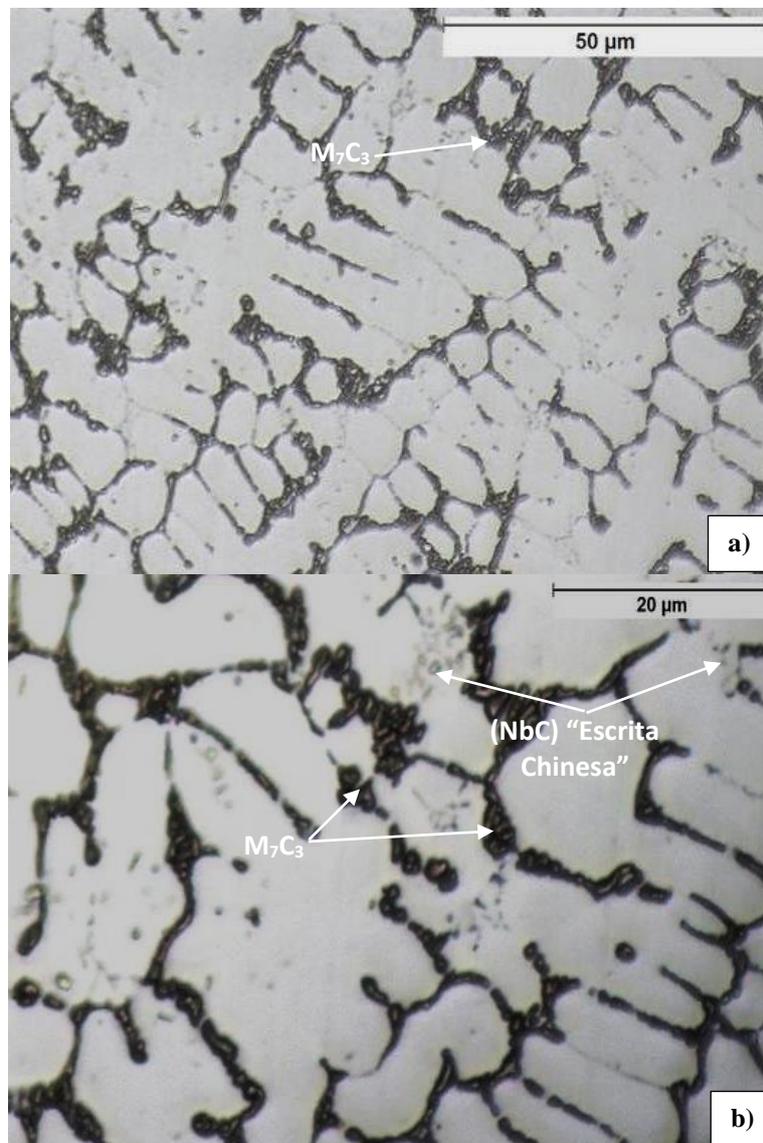


**Figura 5.11** Microestrutura na superfície do revestimento B. (a) 500x e (b) 1000x. (ataque Murakami a 60°) (MO).

A microestrutura da liga C, Fe-Cr-C-Nb, pode ser observada na Figura 5.12. Assemelha-se à microestrutura da liga B, em relação ao crescimento dendrítico. No entanto, além de carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , estas ligas apresentam carbonetos de nióbio (NbC). Para esta composição, esta fase exibiu formas alongadas, denominada “escrita chinesa”, que se formaram de modo intercalado aos carbonetos de cromo presentes. Esta morfologia do NbC, segundo Kan et al. (2014) e Silva et al. (2008), é típica dos eutéticos de nióbio, pois sua formação se dá a partir do líquido e, geralmente, não há interferência nos processos de solidificação, bem como reações do estado sólido.

Os carbonetos do tipo  $M_7C_3$  presentes, se encontram distribuídos interdendrítica, dispostos em colônias e com morfologia refinada, em comparação às outras duas ligas, o que

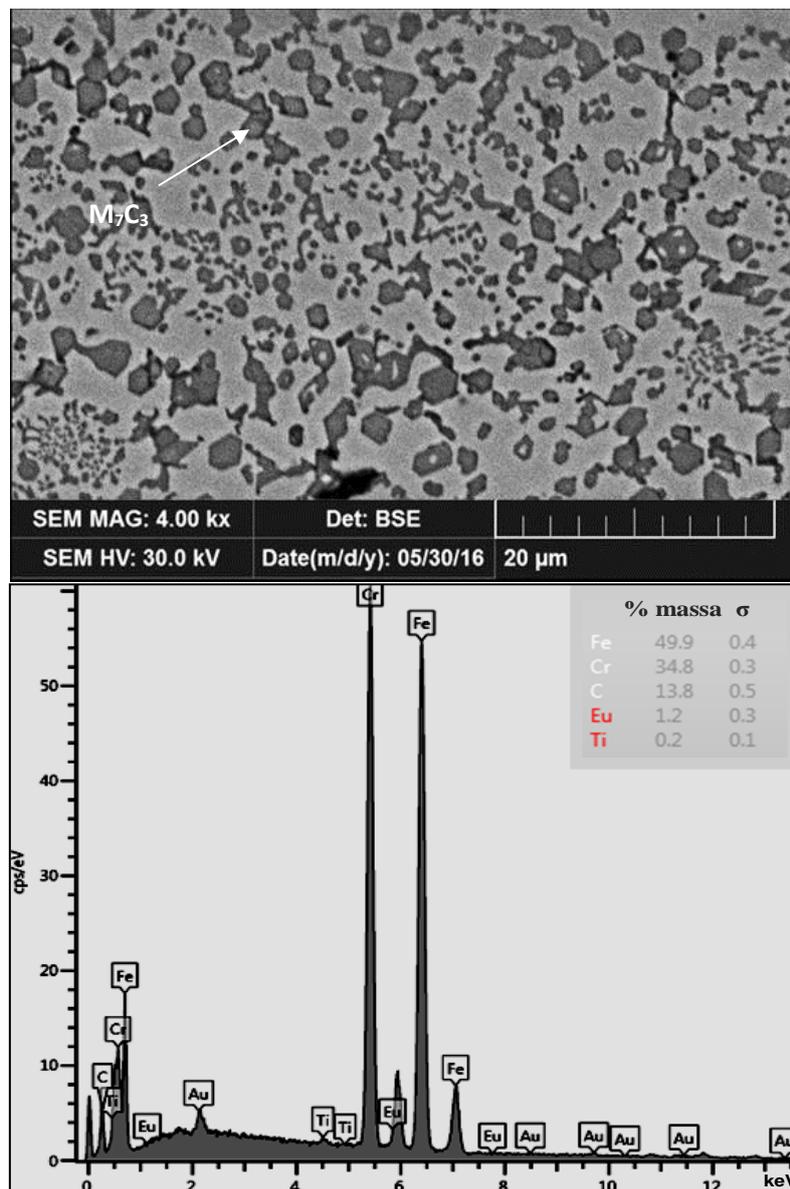
se deve à presença de nióbio, que por apresentar maior afinidade ao carbono pode ter causado uma redução no intervalo de solidificação da liga, diminuindo o tempo de difusão do carbono e crescimento dos carbonetos (YU et al. 2019).



**Figura 5.12** Microestrutura na superfície do revestimento C. (a) 500x e (b) 1000x. (ataque Murakami a 60°) (MO).

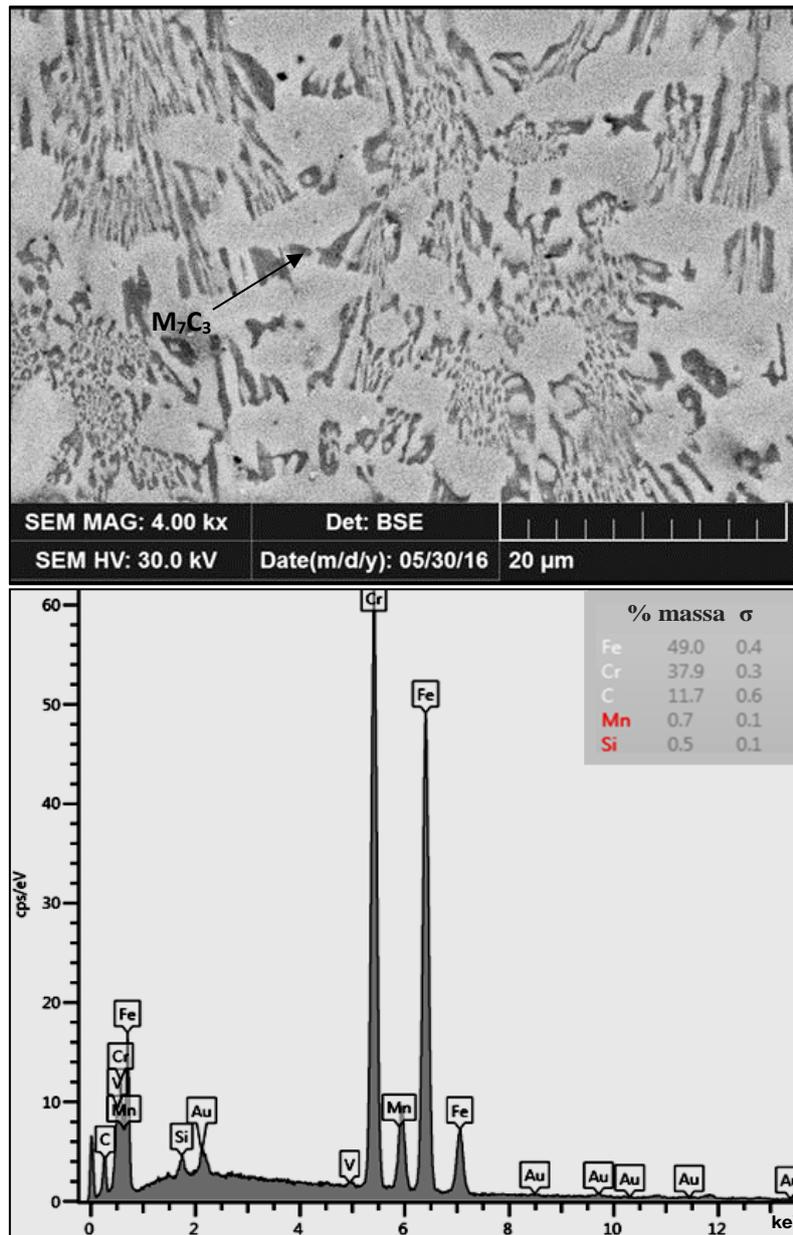
Em busca de comprovação da presença de precipitados nas ligas estudadas foi obtida a composição química das fases presentes na microestrutura. As imagens obtidas pelo MEV das microestruturas e os espectros pontuais realizados por EDS para as ligas A, B e C, são mostrados nas Figuras 5.13, 5.14 e 5.15, respectivamente, outros espectros são apresentados no ANEXO 1.

A Figura 5.13(b) revela a análise de composição química, via EDS, da região indicada pela seta correspondente na Figura 5.13(a). Pode-se observar a presença dos elementos cromo e carbono com teores 34,8% e 13,8%, respectivamente, os quais compõem a estrutura de carbonetos, que podem corresponder ao tipo  $M_7C_3$  (SPINOLA et al. 2016).



**Figura 5.13** Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga A. (aumento de 4000x). Espectro de EDS da microestrutura.

Para a liga B, Figura 5.14(b), em que a análise de EDS foi realizada na região indicada na Figura 5.14(a), pôde-se constatar a presença dos precipitados de composição química semelhante ao encontrado para a liga A.



**Figura 5.14** Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga B. (aumento de 4000x). Espectro de EDS da microestrutura.

A Figura 5.15(b) apresenta os espectros pontuais realizados a partir do EDS para a liga C, correspondente ao indicado na Figura 5.15(a). Esta análise mostra que os constituintes analisados são formados basicamente pelos elementos nióbio e cromo, ou seja, provavelmente estão formando com o carbono os carbonetos do tipo NbC e  $M_7C_3$ , respectivamente.

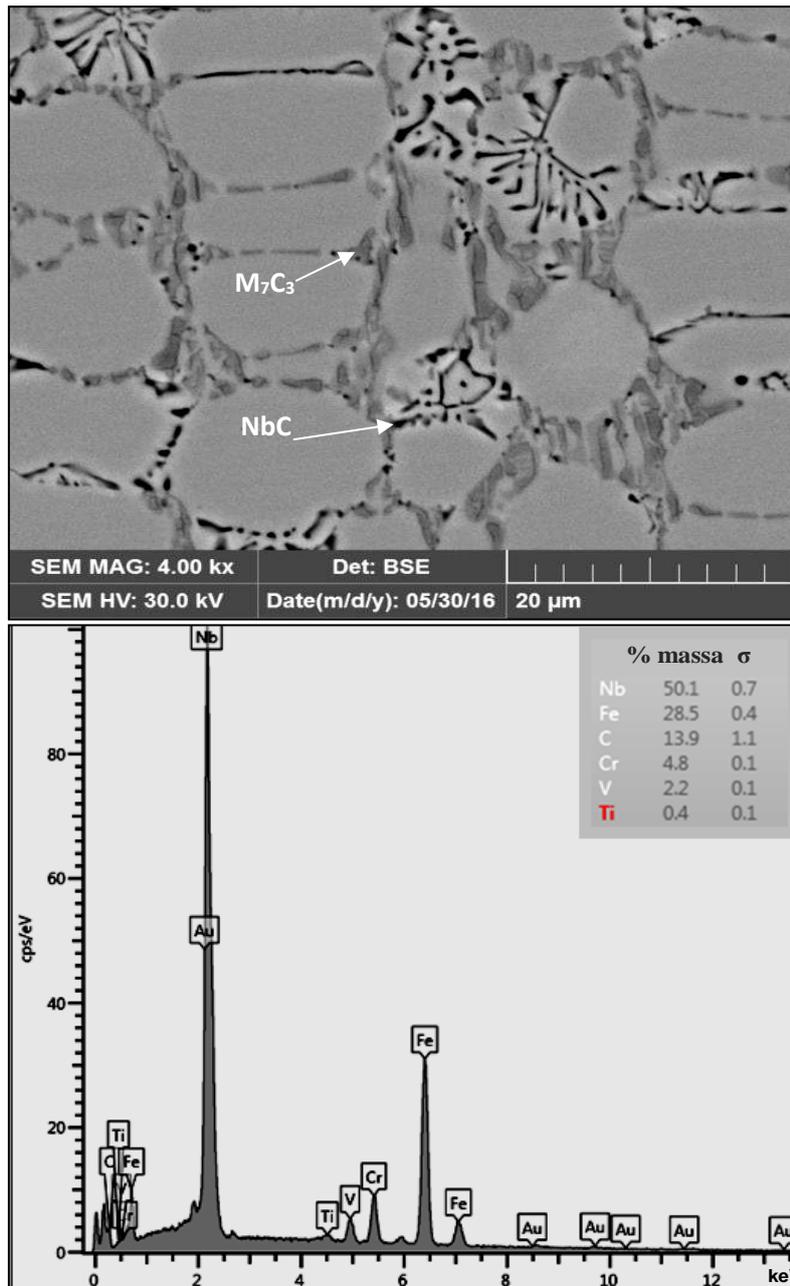


Figura 5.15 Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga C. (aumento de 4000x). Espectro de EDS da microestrutura.

O percentual de carbonetos foi obtido utilizando o programa “ImageJ”. Como resultado obtivemos o maior percentual de carbonetos para a liga A, seguida pela liga B e por fim a liga C. A Figura 5.16 apresenta o percentual de carbonetos e seus respectivos desvios padrão, obtido a partir da medição em 10 áreas para cada revestimento estudado.

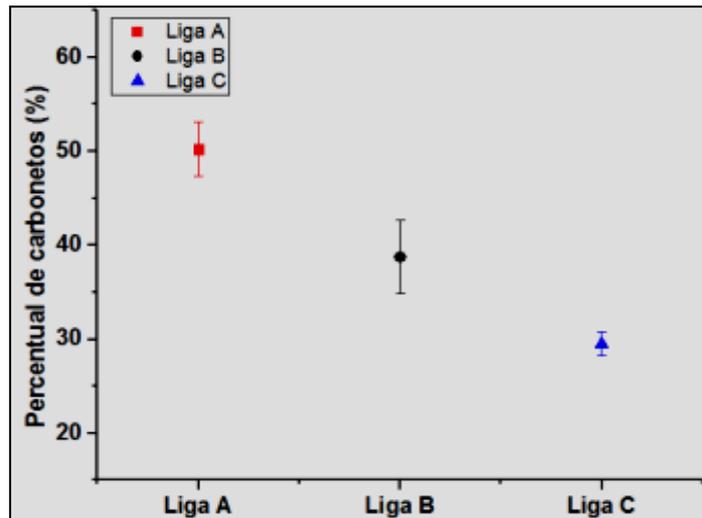


Figura 5.16 Percentual de carbonetos para as ligas A, B e C.

#### 5.4. Análise do Desgaste por Microabrasão

O estudo do desgaste microabrasivo se baseou em ensaios que permitiram quantificar o volume desgastado dos corpos de prova. Inicialmente foi obtida a evolução do diâmetro das calotas formadas em função da distância de deslizamento, conforme ilustrado na Figura 5.17. Para esta análise, utilizou-se a distância de 651m, ou seja, 60 minutos de ensaio, a partir da qual as três ligas apresentaram coeficiente de desgaste constante e, portanto, considera-se que o regime permanente de desgaste foi atingido.

A liga C, foi a que apresentou menores dimensões das calotas, seguida pela liga A e por fim a liga B.

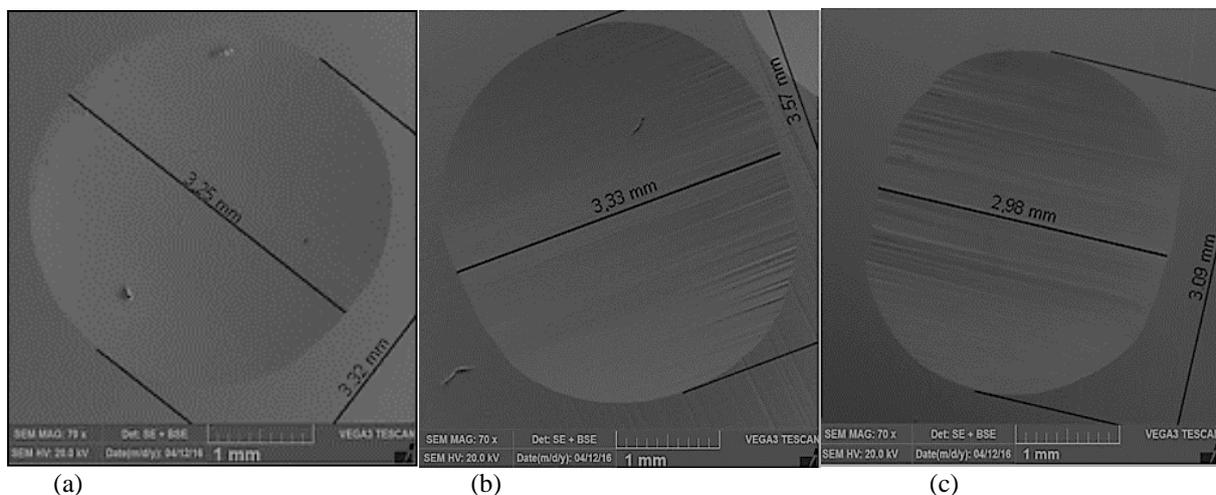
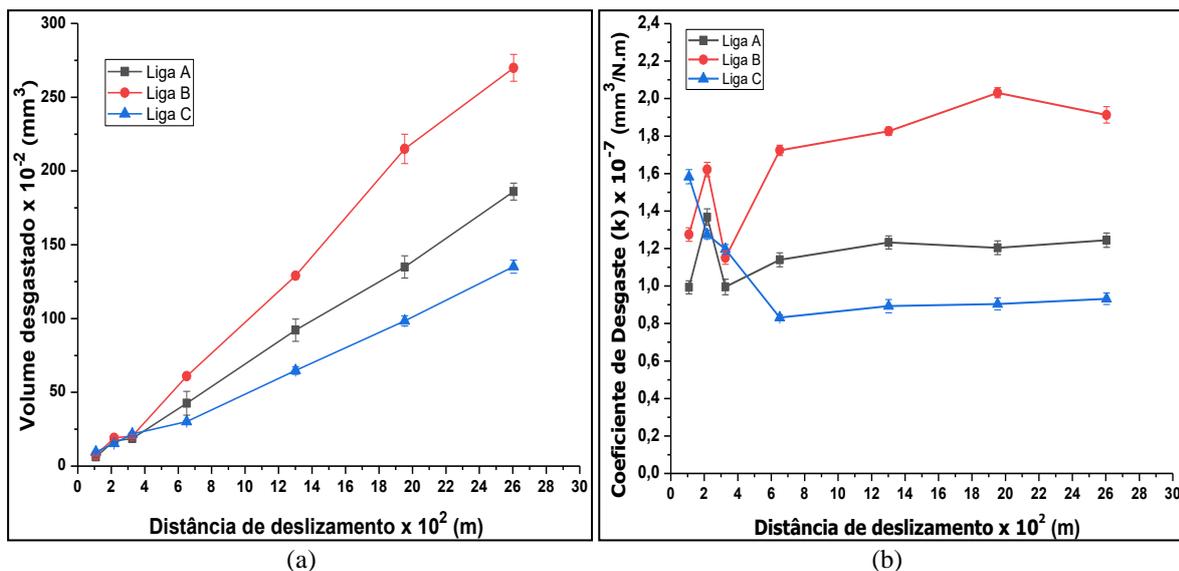


Figura 5.17 Calotas obtidas para os revestimentos A (a), B (b) e C (c), em função da distância de deslizamento.

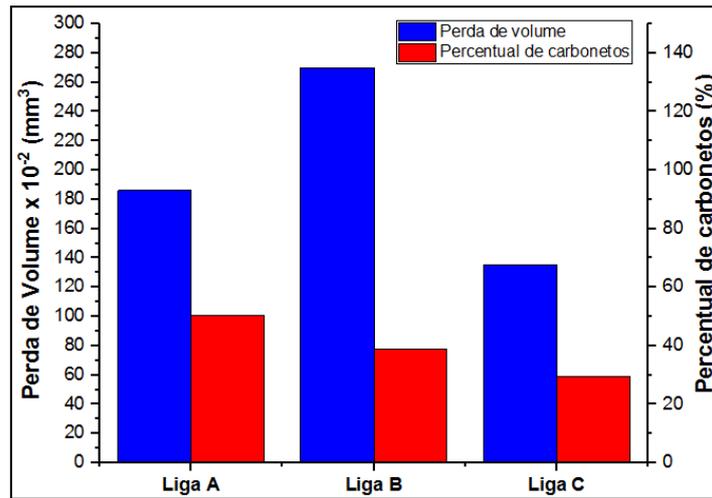
Os gráficos das Figuras 5.18 (a) e (b) representam, respectivamente, o volume desgastado (V) e coeficiente de desgaste (k) em função da distância de deslizamento. O revestimento da liga C, Fe-Cr-C (5%Nb), apresentou menor volume desgastado total e menor coeficiente de desgaste, apesar de ter apresentado menor valor de dureza em relação às outras duas ligas. O que condiz com Kotecki et al. (1998) e Lemm et al. (2015), que defendem que a dureza não deve ser considerada, isoladamente, como um indicador da resistência ao desgaste.



**Figura 5.18** Resultado do ensaio de desgaste das ligas A, B e C em função da distância de deslizamento. (a) Volume total desgastado e (b) comportamento do coeficiente de desgaste (k).

O gráfico da Figura 5.19 mostra a relação entre o volume desgastado em função do percentual de carbonetos. Pode-se observar que a liga C, apresentou menor percentual de carbonetos, no entanto foi o revestimento com melhor resistência ao desgaste. Ao se comparar as duas ligas livres de nióbio, A e B, o revestimento A, exibiu maior percentual de carbonetos e menor volume desgastado em relação à B. Este resultado pode estar relacionado à maior proteção dada à matriz pelos carbonetos presentes em A, pois a liga B, exibiu uma distribuição com maior caminho livre para as partículas de abrasivo penetrarem e arrancarem parte do material da matriz (Valeriano, 2017; WANG e LI, 2010; RIBEIRO, 2004).

Além disso, a presença de carbonetos primários em matriz eutética, na liga A, proporcionou melhor resistência ao desgaste em relação aos constituintes eutéticos e austenita, presentes na liga B (RAUTA et al., 2016).



**Figura 5.19** Efeito do percentual de carbonetos na perda de volume dos revestimentos das ligas A, B e C.

A melhor resistência ao desgaste exibida pela liga C, mesmo apresentando o menor percentual de carbonetos, pode estar relacionada às características apresentadas por essas fases, como a forma, o tamanho e a aderência dos carbonetos à matriz (ZUN GARH, 1987).

Acredita-se que o maior refinamento dos carbonetos presentes na liga C, tenha dificultado seu arrancamento da matriz. Além disso, os carbonetos (NbC) incrustados na matriz, contribuem para uma maior proteção e, portanto, maior resistência ao desgaste (REGATTIERI, 2006; SANTOS, 2017).

Outro fato é a forma preferencial para formação de carbonetos do nióbio em relação ao cromo, o que pode ter produzido uma matriz mais rica em cromo, provavelmente mais resistente em relação às outras ligas (FILIPOVIC et al., 2013; ZHI et al., 2008)

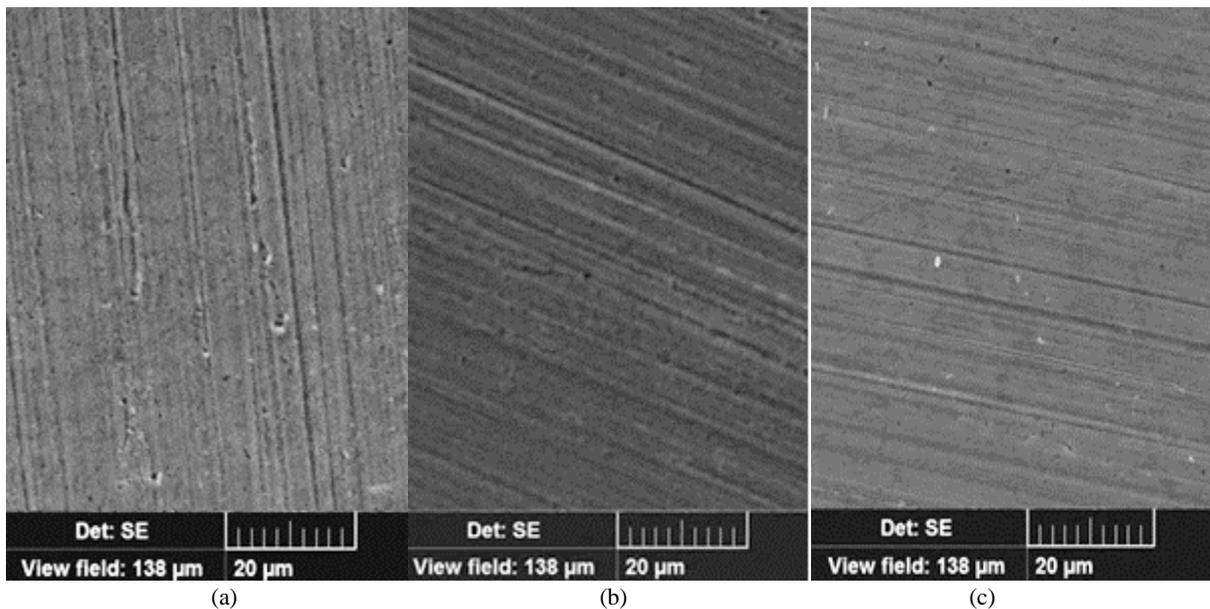
Segundo Zum Ghar (1987) e Hutchings (1992), matrizes menos resistentes tendem a diminuir o suporte mecânico dos carbonetos, o que pode deixá-los mais vulneráveis ao desgaste. Em contrapartida, os carbonetos de cromo ( $M_7C_3$ ), presentes nas ligas A e B, por se apresentarem mais grosseiros em relação à liga C, tendem a se fraturar mais facilmente, além de aumentar a probabilidade de serem arrancados da matriz.

Os resultados encontrados confirmam que a morfologia e tamanho dos carbonetos podem ser fundamentais para a resistência ao desgaste (ZUM GHAR, 1987; ZHI et al., 2008; FILIPOVIC et al., 2013). E que o percentual de carbonetos influencia a resistência à abrasão, desde que os carbonetos analisados apresentem características similares.

## 5.5. Análise do Mecanismo de Desgaste

Os mecanismos de desgaste apresentados pelas ligas A, B e C podem ser analisados a partir da Figura 5.20, obtidas com o auxílio do MEV com um aumento de 2000x. Verifica-se que para as três ligas as marcas de desgaste se apresentam semelhantes, em forma de linhas paralelas e bem definidas, o que indica a ocorrência de microriscamento.

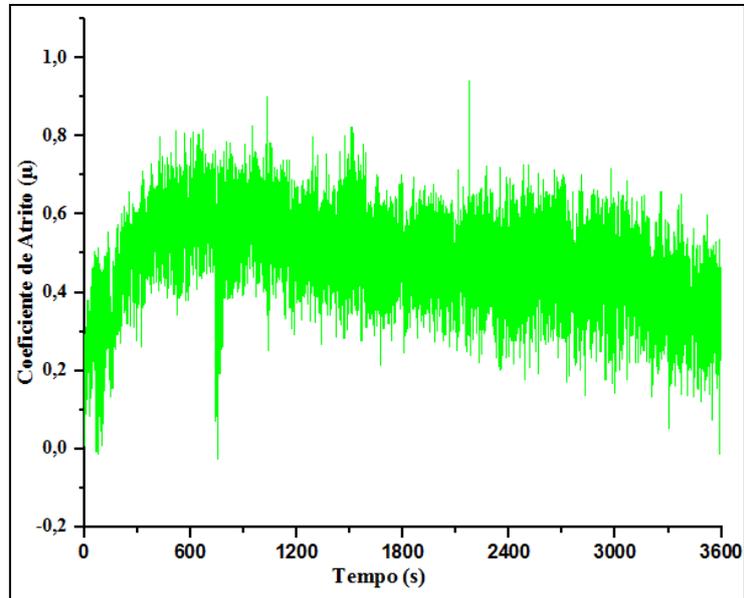
Ao observarmos a Figura 5.20 (b) e (c), referentes às ligas B e C, respectivamente, percebe-se que não há indícios de que os riscos presentes tenham sido interrompidos durante seu curso, o que pode estar relacionado ao maior refinamento dos carbonetos presentes. De acordo com Lima (2015) e Antônio (2018), carbonetos grosseiros tendem a barrar os riscos e provocar arrancamentos. Para a liga A, houve algumas ocorrências em que os riscos foram barrados, além de apresentar detritos que podem ter sido gerados devido ao corte dos carbonetos presentes.



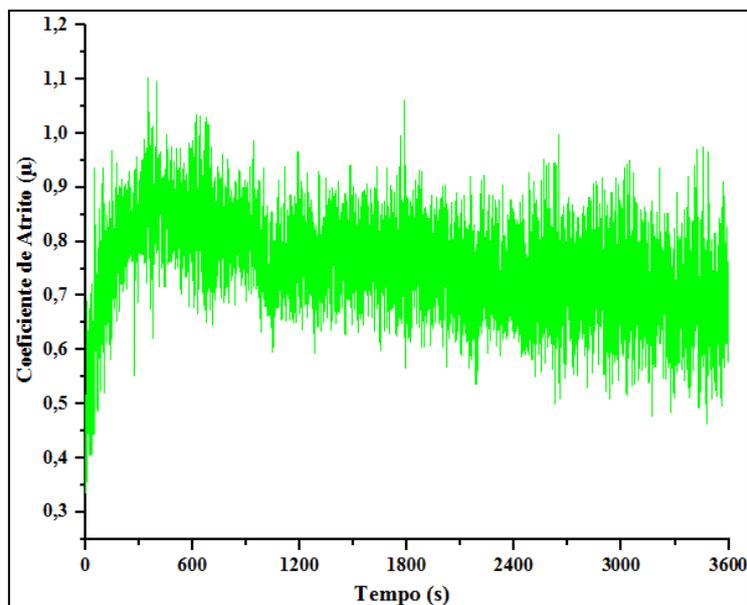
**Figura 5.20** Mecanismo de desgaste apresentado pelas ligas (a) liga A, (b) liga B e (c) liga C.

O monitoramento do coeficiente de atrito foi realizado por meio do sistema supervisor, Figura 4.2 do item 4.1.4, durante todo o tempo de ensaio: tempo total de cada ensaio de 60 minutos, realizando amostragens de 0,5 em 0,5 segundos. Os resultados gráficos do coeficiente

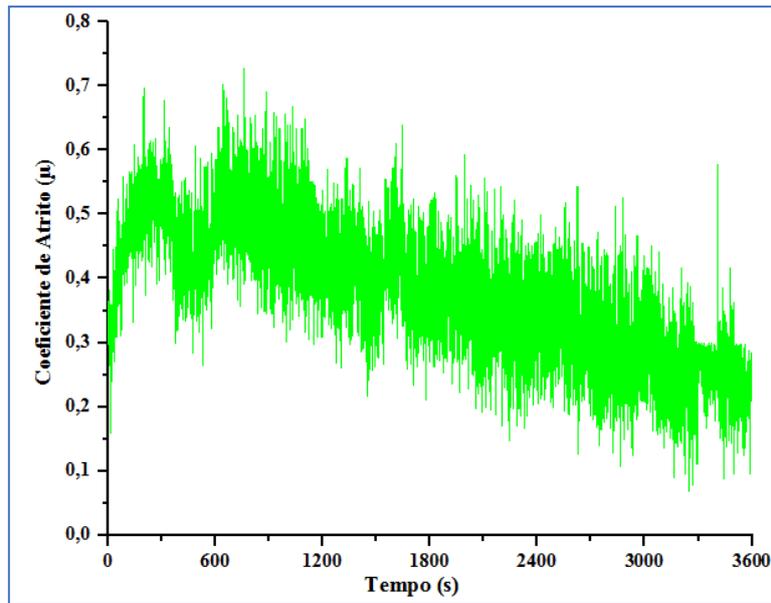
de atrito ( $\mu$ ) em função do tempo de ensaio para as ligas A, B e C podem ser observados nas Figuras 5.21, 5.22 e 5.23, respectivamente.



**Figura 5.21** Evolução do coeficiente de atrito durante o ensaio de desgaste microabrasivo para a liga A.



**Figura 5.22** Evolução do coeficiente de atrito durante o ensaio de desgaste microabrasivo para a liga B.



**Figura 5.23** Evolução do coeficiente de atrito durante o ensaio de desgaste microabrasivo para a liga C.

Ao analisar os gráficos das figuras 5.21, 5.22 e 5.23, observamos que entre as três ligas, a que apresentou menor coeficiente de atrito ( $\mu$ ) foi a liga C, cerca de 0,45. Enquanto que o maior coeficiente de atrito foi observado para a liga B, aproximadamente 0,85, seguido pela liga A, cerca de 0,65.

Para todas as ligas, nos momentos iniciais do ensaio até aproximadamente 300s, houve um aumento linear do valor do coeficiente de atrito. Neste caso, as ligas A e C apresentaram este aumento para um tempo maior e menor em relação à liga B, respectivamente. De acordo com Arcifa et al. (2016), nos instantes iniciais do ensaio de microabrasão podem ocorrer oscilações dos valores de coeficiente de atrito, principalmente devido às pressões iniciais decorrentes do deslizamento das partículas de abrasivo, pois o tempo pode não ter sido suficiente para que houvesse formação de cratera com definição razoável, ou seja, para que as partículas se deslizassem entre a superfície de desgaste e a esfera.

De acordo com Goddard e Wilman (1962) o coeficiente de atrito tende a aumentar no início do processo abrasivo, o que pode estar relacionado com a incrustação de partículas abrasivas na superfície da amostra, geralmente devido ao lixamento anterior ao processo. Para Luo et al. (2015) o aumento inicial do coeficiente de atrito pode ser devido à deformação plástica.

Outra observação importante foi a queda contínua do valor de ( $\mu$ ) apresentada pelas três ligas, tal fato, de acordo com Pantaleon et al. (2012) e Santos (2005), pode estar relacionado com o aumento da área de contato entre o equipamento e a amostra. E Luo et al. (2015)

caracterizou esse resultado como consequência da existência de óxidos de Cr e Nb, que pode ter proporcionado um efeito lubrificante durante o processo de desgaste, devido a força adesiva com o substrato, ocasionando a redução do coeficiente de atrito até certo ponto, o que pode explicar a maior taxa de redução do valor de ( $\mu$ ) apresentada pela liga C, que apresenta em sua composição a presença de Cr e Nb.

Stott (2002) e Artuzo (2014) defende que se utilize o coeficiente de atrito como fator para seleção de materiais sujeitos a algum sistema abrasivo, porém não deve utilizá-lo de forma isolada. Ele afirma que um aumento no valor de coeficiente de atrito, pode representar uma maior taxa de desgaste, devido à dificuldade de deslizamento das partículas. Analisando os resultados em relação ao coeficiente de atrito e a resistência ao desgaste, foi possível associá-los, pois a liga C apresentou a menor taxa de desgaste e menor ( $\mu$ ) em relação as outras duas. E a liga B apresentou maior coeficiente de atrito e menor resistência ao desgaste se comparada à liga A.

Alguns parâmetros do ensaio de microabrasão podem modificar o coeficiente de atrito. De acordo com Altera (2009), o atrito apresenta sensibilidade a variáveis como a carga, velocidade e temperatura de contato, bem como o meio em que ocorre o desgaste. E quando há mudanças nos mecanismos envolvidos no processo de desgaste, podem ocorrer alterações no valor do coeficiente de atrito. Pantaleón (2012) observou que esta relação do coeficiente de atrito com os mecanismos, depende de outras variáveis do sistema tribológico.

Em relação aos mecanismos de desgaste, apresentados na Figuras 5.20, pode-se perceber a presença de “riscamento”, que segundo Cozza (2011) tal mecanismo ocorre devido ao deslizamento das partículas de abrasivo entre a superfície de desgaste e a esfera.

## 6. CONCLUSÃO

Ao analisar os resultados obtidos neste estudo, pode-se concluir que no processo de seleção de materiais resistentes ao desgaste, devem ser avaliados outros parâmetros além da dureza. Pois a liga C, Fe-Cr-C (5%Nb), apresentou o menor valor de dureza, porém a melhor resistência ao desgaste em relação às ligas A, Fe-Cr-C (45%Cr) e B, Fe-Cr-C (25%Cr).

O percentual de carbonetos é um fator importante na análise de resistência ao desgaste, no entanto deve ser avaliado juntamente com as características morfológicas e dimensionais destas partículas, pois a liga A apresentou o maior percentual de carbonetos, seguido pela liga B e C. Porém, a resistência ao desgaste da liga A foi inferior ao apresentado pela liga C, devido aos carbonetos existentes em A se apresentarem de forma mais grosseira, o que pode ter facilitado o arrancamento ou fratura destas partículas.

Para ligas de mesma família, que apresentem carbonetos com características similares, o percentual de carbonetos influencia diretamente na resistência ao desgaste. Neste caso, ao comparar os resultados obtidos pelas ligas A e B, o menor volume desgastado foi exibido pela liga A, que também apresentou maior percentual de carbonetos.

A presença de nióbio no revestimento da liga C contribuiu para a maior resistência a abrasão, devido a presença de carbonetos de nióbio (NbC), que apresentaram forte aderência, dificultando o arrancamento dos mesmos durante o processo de desgaste. Além disso, o nióbio, por apresentar maior afinidade pelo carbono, pode ter contribuído para formação de uma matriz mais rica em cromo e, portanto, mais resistente ao desgaste.

## **7. SUGESTAÇÃO PARA TRABALHOS FUTUROS**

1. Estudar a influência da morfologia das partículas abrasivas sobre o coeficiente de atrito.
2. Estudar ligas de Fe-Cr-C com adição de diferentes teores de Nb para fim de investigar a aderência dos carbonetos NbC e sua relação com a resistência ao desgaste.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

**ALTERA, F. DE A.;** Desgaste Abrasivo de Níquel e de Liga Binária Níquel-Cobalto Eletrodepositados em Substrato de Cobre. 2009. 99p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Ouro Preto. Ouro Preto-MG, 2009.

**ANICÉZIO, T. M. F.;** Avaliação da Resistência ao Desgaste Microabrasivo da Liga Ti-12Cr Revestida por Filmes Finos de Ti N e Crn. 2015. 97p. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2015.

**ANTÔNIO, L. M.;** Influência da adição de boro na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido branco alto cromo. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - CEFET-MG, Belo Horizonte-MG, 2018.

**ARCIFA, A.; ROSSI, A.; ESPINOSA, R. M. e SPENCER, N.D.;** “Influence of Environmental Humidity on the Wear and Friction of a Silica/Silicon Tribopair Lubricated with a Hydrophilic Ionic Liquid ACS Appl”. Mater. Interfaces, v.8, n. 5, pp 2961–2973, 2016.

**ARTUZO, G. C.;** Determinação do Coeficiente de Atrito nos Ensaios de Abrasão por Esfera Rotativa. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais), REDEMAT-UFOP, Ouro Preto-MG, 2014.

**ASTM G40-09. 1992.** Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. 2013.

**BARBOSA, A. S. O. Q. F.;** Efeito do Crômio na Microestrutura e no Comportamento ao Desgaste Abrasivo de Ferros. 2008. 61p. Dissertação (Mestrado em Engenharia metalúrgica e de materiais) – Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, Julho - 2008.

**BENS, H.;** Microstructural properties of wear-resistant alloys. Wear, v. 181, pp. 271-279, 1995.

**BHUSHAN, B. e GUPTA, B. K.;** A Review of: Handbook of Tribology Materials, Coatings, and Surface Treatments. McGraw-Hill Publishing Company 1221, New York, NY 10020, 1168 p., 1991.

**BOSE, K. e WOOD, R.J.K.;** Optimun Tests Conditions for Attaining Uniform Rolling Abrasion in Ball Cratering Tests on Hard Coating. Wear, v. 258, n.1, p. 322-332, 2005.

**CARDINES, A.L.F.;** Avaliação de Resistência ao Desgaste Abrasivo de Vários Tipos de Materiais Instalados na Lateral de Esteira Transportadora. 2017. 159p. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Ilha Solteira-UNESP, Ilha Solteira-SP, 2017.

**CAVALCANTE, N. E.;** Avaliação de Técnicas de Soldagem Mig/Mag para Deposição com Arames Aws Ernicrmo-3 e Er80s-B2 em Aço Estrutural Astm A387 Gr.11. 2016. 115p. Tese

(Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo 2016.

**CHOTĚBORSKÝ, R.; HRABĚ, P.; MÜLLER, M.; SAVKOVÁ, J. e JIRKA, M.;** “Abrasive wear of high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys”, *Research in Agricultural Engineering*, v. 54, n. 4, pp. 192-198, 2008.

**COLAÇO, F. H. G. e MARANHO, O;** Avaliação da Perda de Massa de Revestimento Duro Depositado por Soldagem com Arame Tubular de Liga FeCrC-Ti. *Soldagem & Inspeção*, v.19, n. 01, p.058-068, 2014.

**COSTA, H.L.; ARDILA, M.A.N.; LABIAPARI, W.S.; SILVA, W.M. e DE MELLO, J.D.B.;** Effect of Surface Topography on the Dynamics of the Abrasive Particles During Micro-Abrasion. *Wear*, v. 324, p. 129-139, 2015.

**COZZA, R. C.;** Estudo do Desgaste e Atrito em Ensaio Micro-Abrasivos por Esfera Rotativa Fixa em Condições de Força Normal Constante e Pressão Constante. 2011. 327p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de São Paulo. São Paulo, 2011.

**COZZA, R. C.;** A study on friction coefficient and wear coefficient of coated systems submitted to micro-scale abrasion tests, *Surf. Coat. Technol.* v.215, pp. 224–233, 2013.

**COZZA, R. C.;** Influence of the Normal Force, Abrasive Slurry Concentration and Abrasive Wear Modes on the Coefficient of Friction in Ball-Cratering Wear Tests. *Tribology International*, v. 70, p.52-62, 2014.

**COZZA, R. C.; RODRIGUES, L. C. e SCHÖN, G. C.;** Analysis of the micro-abrasive wear behavior of an iron aluminide alloy under ambient and high-temperature conditions. *Wear*, v. 330-331, p. 250–260, 2015.

**CRESPO, A. C.; FUENTES, R. F.; FERRARESSI, A. V.; GONÇALVES, R. A. e SCOT, A.;** Microstructure and Abrasion Resistance of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-Nb Hardfacing Alloys Deposited by S-FCAW and Cold Solid Wires. *Soldagem & Inspeção*, v. 21, n. 3, p.342–353, 2016.

**CRUZ, D. C.;** Desgaste por Abrasão de Poliuretano Utilizado na Indústria Metalúrgica. 2006. 72p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - REDEMAT/UFOP; Ouro Preto, 2006.

**DAVIS, J. R. Ed.;** Cast Irons. ASM International. p.54-79, p.107-129, p.448- 458. 1996.

**EYRE, T. S.;** The Mechanisms of Wear. *Tribology International*. v. 11, n.2, p.91-95, 1978.

**FELLER, W.;** An Introduction to Probability Theory and Its Applications. Willey and Sons. v. 2, p. 766, 1971.

**FILIPOVIC, M.; KAMBEROVIC, Z.; KORAC, M. e GAVRILOVSKI, M.;** “Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-C-Nb white cast irons”. *Materials and Design*, v. 48, p. 41-48, 2013.

**FIGLIORE, N.F.; KOSEL, T.H. e FULCHER, J.K.;** The Effect of Carbide Volume Fraction on the Low Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons. *Wear*, v. 84, n. 3, p.313-325, 1983.

**GARCÍA, D. B. C. e FERRARESI, V. A.;** Influência da Técnica de Soldagem e o Tipo de Metal de Adição na Resistência ao Desgaste de Revestimento Duro. Universidade Federal de Uberlândia. Uberlândia-MG, 2011.

**GARCÍA, D.B.C.;** Aplicação de Revestimento Duro Utilizando o Processo de Arame Tubular com e sem Adição de Arame não Energizado para Diferentes tipos de Consumíveis. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia. Uberlândia-MG, 2011.

**GODDARD, J.; WILMAN, H.;** A theory of friction and wear during the abrasion of metal. *Wear*, v.5, n. 2, p. 114-135, 1962.

**GOMES, V., A. O.;** Efeito da Distribuição do Tamanho das Partículas Abrasivas Sobre as Taxas e Modos de Desgaste para o Ensaio de Microabrasão. 104p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Espírito Santo. Vitória-ES, 2014.

**GREGOLIN, J.A.R.;** Desenvolvimento de Ligas Fe-C-Cr-(Nb) Resistentes ao Desgaste. 1990. 241p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas. Campinas-SP, 1990.

**HORNUNG, J.; ZIKIN, A.; PICHELBAUER, K.; KALIN, M. e KIRCHGABNER, M.;** Influence of Cooling Speed on the Microstructure and Wear Behaviour of Hypereutectic Fe–Cr–C Hardfacings. *Materials Science and Engineering*: v. 576, p. 243-251, 2013.

**HUTCHINGS, I. M.;** *Tribology: Friction and Wear of Engineering Material*. USA. 273 p, 1992

**KONSTANTINOVI, M. J. C.; MINOV B. e RENTERGHEM W. V.;** Carbon Distribution in Ferritic-Martensitic Fe-Cr-C Alloys, *Materials Research*. v. 21, 2018.

**WEN, H. K.; ZI, J. Y.; YUE, Z.; VIJAY K.; BHATIA, B.; KEVIN, D.; TIMOTHY, L.; XINHU, T.; GWÉNAËLLE, P. e CAIRNEY, J.;** Fabrication and characterization of microstructure of stainless steel matrix composites containing up to 25 vol% NbC. *Materials Characterization*. v. 119, p.65–74, 2016.

**KATSICH, C. e BADISCH, E.;** Effect of Carbide Degradation in a Ni-Based Hardfacing Under Abrasive and Combined Impact/Abrasive Conditions. *Surface and Coatings Technology*, v. 206, n. 6, p. 1062-1068, 2011.

**KOTECKI, D. J. e OGBORN, J. S.;** Abrasion Resistance of Iron Based Hardfacing Alloy. *Welding Journal*. v. 77, n. 1, p. 269-278, 1998.

**KRUSCHOV, M.M. e BABICHEV, M.A.;** Resistance to Abrasive Wear of Structurally Inhomogeneous Materials. *Friction and Wear in Machinery*, v.12, p 1-13, 1958.

**KUSANO, Y.; VAN ACKER, K. e HUTCHINGS, I. M.;** Methods of Data Analysis for the Micro-Scale Abrasion Test on Coated Substrates. *Surface and Coatings Technology*, v.183, n.2-3, p. 312–327, 2004.

**LEMM, J. D.; WARMUTH, A.R.; PEARSON, S.R. e SHIPWAY, P.H.;** The influence of surface hardness on the fretting wear of steel pairs - Its role in debris retention in the contact. *Tribology International*, v. 81, p. 258-266, 2015.

**LIMA, A. C.;** Estudo da Aplicação de Revestimento Duro por Soldagem com Arames Tubulares quanto à Resistência ao Desgaste de Facas Picadoras de Cana-de-Açúcar. 2008. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) –Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG, 2008.

**LIMA, E. C.;** Desenvolvimento e Análise das Pontas de Escavadeiras de Grande Porte com e sem Revestimento de Material Duro.Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, CEFET MG. Belo Horizonte-MG, 2015.

**LUO, X. X.; YAO, Z. J.; ZHANG, P. Z.; CHEN, Y.; YANG, H. Q.; WU, X. F.; ZHANG, Z. L.; LIN, Y. H. e XU, S. J.;** Tribological Behaviors of Fe–Al–Cr–Nb Alloyed Layer Deposited on 45 Steel via Double Glow Plasma Surface Metallurgy Technique. *Trans. Nonferrous Met. Soc.*, v. 25, p. 3694, 2015.

**MARINO, P. S., PATRONE, J. J. e BORTONI, O. E.;** Recargue por Soldadura de Superfícies Submetidas a Desgaste. Congresso Argentino de soldadura. v. II. T.1, p. 1-71, Buenos Aires, 1998.

**MULHEARN, T. O. e SAMUELS, L. E.;** The Abrasion of Metals: A Model of the Process. *Wear*, v. 5, n. 6, p. 478-498, 1962.

**NOVELI, L. A.;** Contribuição aos Estudos dos Mecanismos de Interação das Partículas Abrasivas com as Microestruturas de Ferros Fundidos em Processo de Desgaste. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais), REDEMAT-UFOP, Ouro preto-MG, 2004.

**OLIVEIRA, D. L. de.;** Construção de um Equipamento de Ensaio de Desgaste Micro Abrasivo por Esfera Rotativa Fixa para Análise do Desgaste em Revestimento Duro Aplicado por Soldagem. 2015. 84p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Faculdade de Engenharia, 2015.

**PANTALEÓN, E. F.; TANAKA, D. K.; BERNARDES, F. G.;** Análise das Variações do Coeficiente de Atrito e as Correlações com os Mecanismos de Desgaste. HOLOS, v. 1, p. 62-72, 2012.

**PARANHOS, R. P.R., PAYÃO FILHO, J. C. e ORTEGA, L. C.;** Efeito da Adição de Boro e Titânio na Microestrutura e Tenacidade do Metal de Solda Obtido por Arco Submerso em Juntas de dois Passes. Disponível em [www.infosolda.com.br](http://www.infosolda.com.br). Acesso em janeiro de 2015.

**PEDROSA, P.; CAVALCANTE, T. S. e ALBUQUERQUE, V.H.C.;** Sistema computacional para determinação da taxa de diluição em soldadura. Revista da Associação Portuguesa de Análise Experimental de Tensões, Lisboa, v. 18, p. 55-61, 2010.

**PEREIRA, A. C.;** Análise de Capabilidade para Avaliar a Influência da Geometria de Brocas Helicoidais em Furação Profunda de uma Liga de Alumínio: Estudo de Caso. 2010. 142p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais) - UTFPR , Curitiba, 2010.

**PINTAÚDE, G.;** Análise dos Regimes Moderado e Severo de Desgaste Abrasivo Utilizando Ensaio Instrumentado de Dureza. 2002. 200p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica. 2002.

**PINTO, M. A.; VON KRÜGER, F. L. e DE OLIVEIRA, C. P.;** Efeito do Nióbio em Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo (TC301-010), 2000.

**PRETI, O.;** Seleção de Inoculantes Para Refino de Liga Hipereutética De Ferro Branco De Alto Cromo. 2014. 226p. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2014.

**PRIYAN, M.S. e HARIHARAN, A, P.;** Abrasive Wear Modes in Ball-Cratering Test Conducted on Fe73Si15 Ni10Cr2 Alloy Deposited Specimen. Tribology in Industry, v. 36, n.1, p.97-106, 2014.

**RAUTA, R. P.; RODRIGUES, S. F.; LEAL, V. S.; REIS, G. S.; ARANAS JR, C. e FERRARESI, V. A.;** Influence of Pushing and Pulling the Electrode Procedure and Addition of Second Layer of Welding on the Wear in Hardfacing of Fe-Cr-C. Materials research, v.19, n.5, p. 1193-1200, 2016.

**RAMOS, F. D.;** Comportamento em Desgaste Microabrasivo de Superligas de Cobalto Produzidas por Laser Cladding e Fundição. 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia mecânica) - Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória-ES, 2018.

**REGATTIERI, C. N. B.;** Estudo da Resistência ao Desgaste Abrasivo de Ferros Fundidos Brancos Alto Cromo e Molibdênio. 2006. 97p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do espírito Santo. Vitória – Es, 2006.

**RIBEIRO, R.;** Avaliação da Resistência ao Desgaste Abrasivo de Revestimentos Soldados do Tipo Fe-C-Cr Utilizados na Indústria Sucroalcooleira. 2004. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, UNESP. Ilha Solteira, 2004.

**SANTOS, M. M.;** Estudo da Influência de Lubrificante nos Regimes de Desgaste Abrasivo (Moderado e Severo) de Aços e Ferros Fundidos. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade de São Paulo, São Paulo-SP, 2005.

**SANTOS, Z. A. S.;** Seleção de Materiais e Análise de Valor: Metodologia Balanced Scorecard de Engenharia da Qualidade Aplicada ao Estudo do Desgaste e Coroas de Perfuração de uma Empresa de Sondagem. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais), REDEMAT-UFOP. Ouro-Preto-MG, 2012.

**SANTOS, F. C.;** Avaliação da Influência do Teor de Cromo e do Tratamento Térmico de Desestabilização da Austenita na Dureza e Resistência Ao Desgaste Abrasivo De Ferros Fundidos Brancos. 2017. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

**SCOTTI, A.; MELLO, J. D. B. e BÁLSAMO, P. S. DE S.;** Influência da Microestrutura sobre a Resistência ao Desgaste de Eletrodos da classe Fe-Cr-C. ABS – XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. p. 183-196, 1995.

**SILVA, W. M.; BINDER, R. e MELLO, J. D. B. DE;** Abrasive Wear of Steam-Treated Sintered Iron. Wear, v. 258, n. 1, p. 166-177, 2005.

**SILVA, P. F. DA; FARINA, A. B. e BOCCALINI JÚNIOR, M.;** Ligas “Aço Matriz + NbC” - Caracterização no Estado Bruto de Fundição. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v.4, n.3, p. 43-49, 2008.

**SOUZA, D. D. B. G.;** Aplicação de revestimento Duro Utilizando o Processo FCAW Duplo Arame para Diferentes Tipos de Consumíveis. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - UFU; Uberlândia-MG; 2015.

**SOUZA, D. D. B. G. de e FERRARESI, V.A.;** Aplicação de revestimento duro utilizando o processo FCAW duplo arame para diferentes tipos de consumíveis utilizados na indústria sucroalcooleira. Revista Matéria. v.22, n.1, 2017.

**SPINOLA, T. S. e SPINELLI, J.E.;** Transient Directional Solidification of Cast Iron: Microstructure Formation, Columnar to Equiaxed Transition and Hardness. *Materials Research*. v.19, n.4, 2016.

**STACHOWIAK, G. W. e BATCHELOR, A. W.;** *Tribologia*. 2ª ed. Butterworth Heinemann, Boston, 872p. 2001.

**STOTT, F.H.;** High-temperature sliding wear of metals, *Tribology International*.v. 35, p. 489–495, 2002.

**SVENSSON, L. E.; GRETOF, B.; ULANDER, B. e BHADESHIA, H. K. D. H.;** Fe-Cr-Chardfacing Alloys For High-Temperature Applications. The Welding Institute, p.76-83, 1988.

**TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N. e HUTCHINGS, I. M.;** Transitions Between Two-Body and Three-Body Abrasive Wear: Influence of Test Conditions in the Microscale Abrasive Wear Test. *Wear*. Cambridge; v. 225, p. 205-214, 1999.

**TYLCZAK, J. H. e OREGON, A.;** Abrasive Wear. USA: ASME handbook, v. 8, p. 184-190, 1992.

**VALERIANO, L. De C.;** Caracterização Microestrutural e Avaliação da Resistência ao Desgaste de Metais Duros WC-Ni. 2017. Tese (Doutorado em Materiais para Engenharia) – Universidade Federal de Itajubá, Itajubá-MG, 2017.

**WANG, Q. B., LI, X. Y.,** “Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys”, *Weld*, v. 89, n. 7, pp. 133-139, 2010. **WIENGMON, A.;** Carbides in high chromium cast irons. *Naresuan Univ Eng*. v. 6 n. 1, p. 64, 2011.

**WU, X., XING, J., FU, H., & ZHI, X.;** “Effect of titanium on the morphology of primary M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbides in hypereutectic high chromium white iron”. *Materials Science and Engineering: A*, v. 457, n. 1, p. 180-185, 2007.

**YAEDO, A.E.;** Influência do Substrato na Deposição de Stellite 1 com Plasma de Arco Transferido. 2003. 69p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – UFPR, Curitiba, 2003.

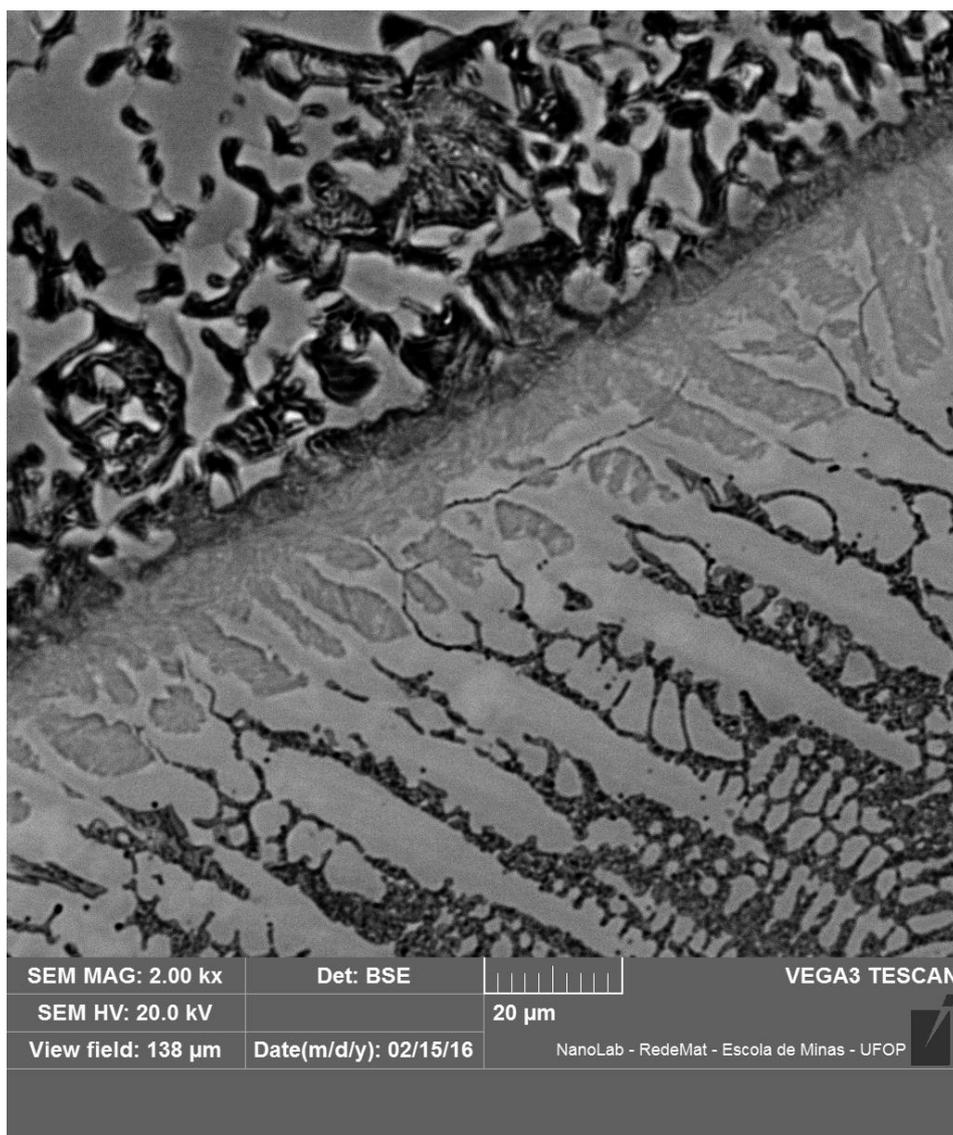
**YU, R.; YONG C.; SHENGXIN, L.; ZHIQUAN, H.; WEI, Y. e ANDWEI W.;** Abrasive wear behavior of Nb-containing hypoeutectic Fe–Cr–C hardfacing alloy under the dry-sand/rubber-wheel system. *Materials Research Express*, v.6; 2019.

**ZHI, X., XING, J. e XIAO, B.;** “Effect of Niobium on The as-Cast Microstructure of Hypereutectic High Chromium Cast Iron”. *Materials Letters*. v. 62, n. 6, p. 857-860, 2008.

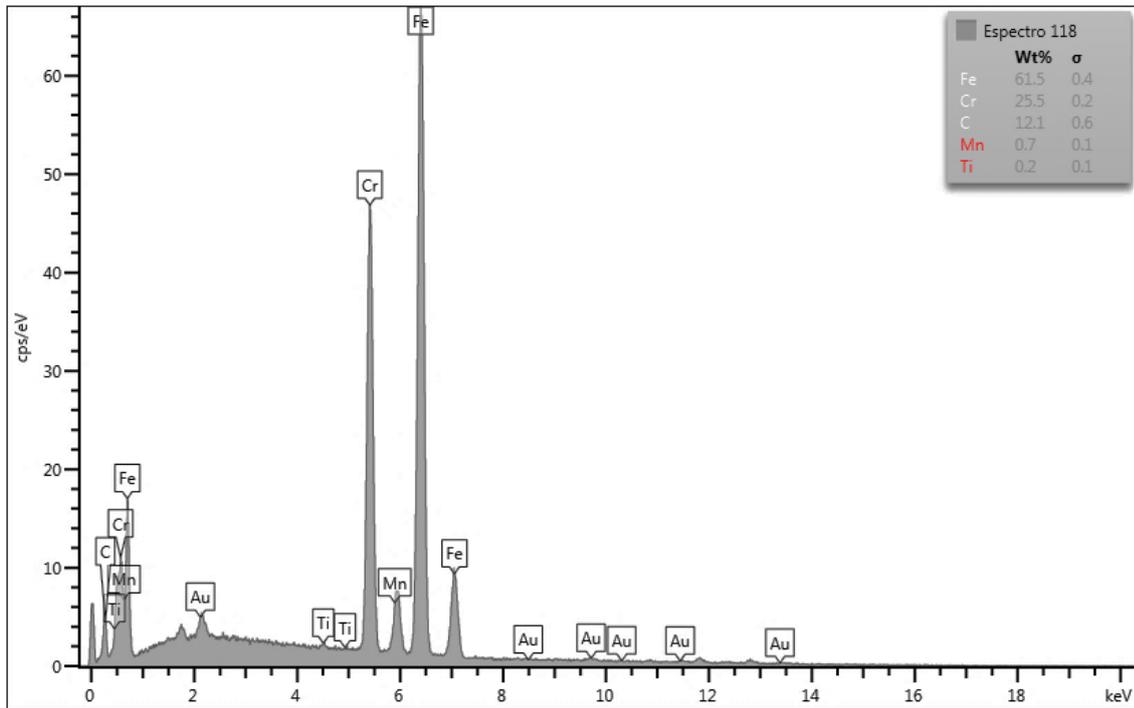
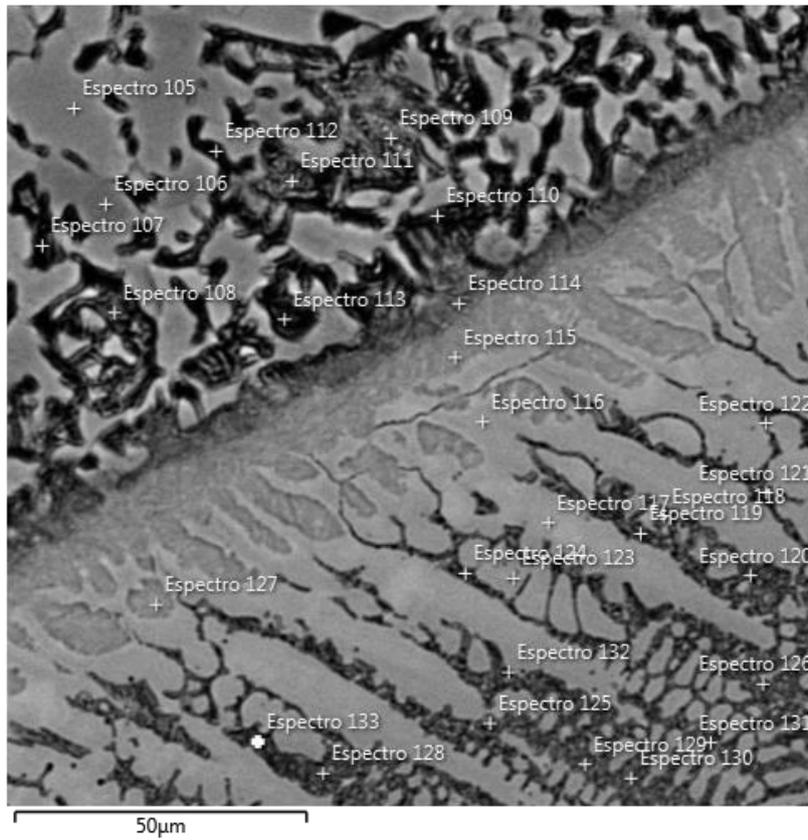
**ZUM GAHR, K.-H.;** *Microstructure and Wear of Material*. Institute of Materials Technology. University of Siegen -Germany, Elsevier. 560p. 1987.

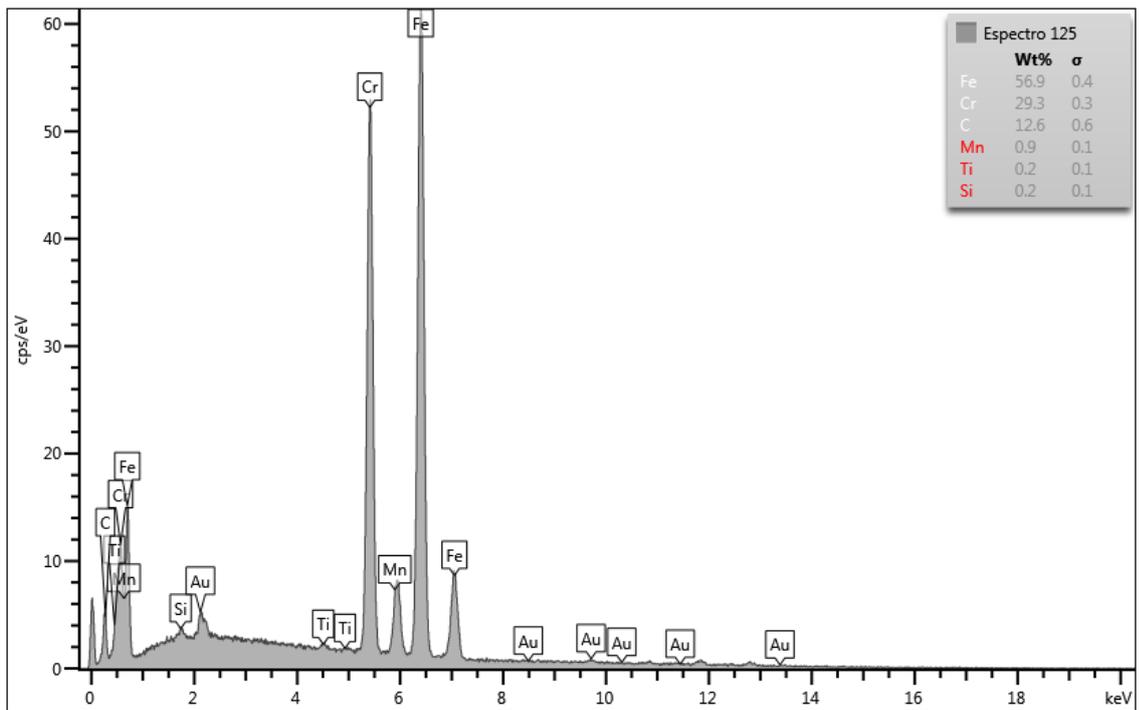
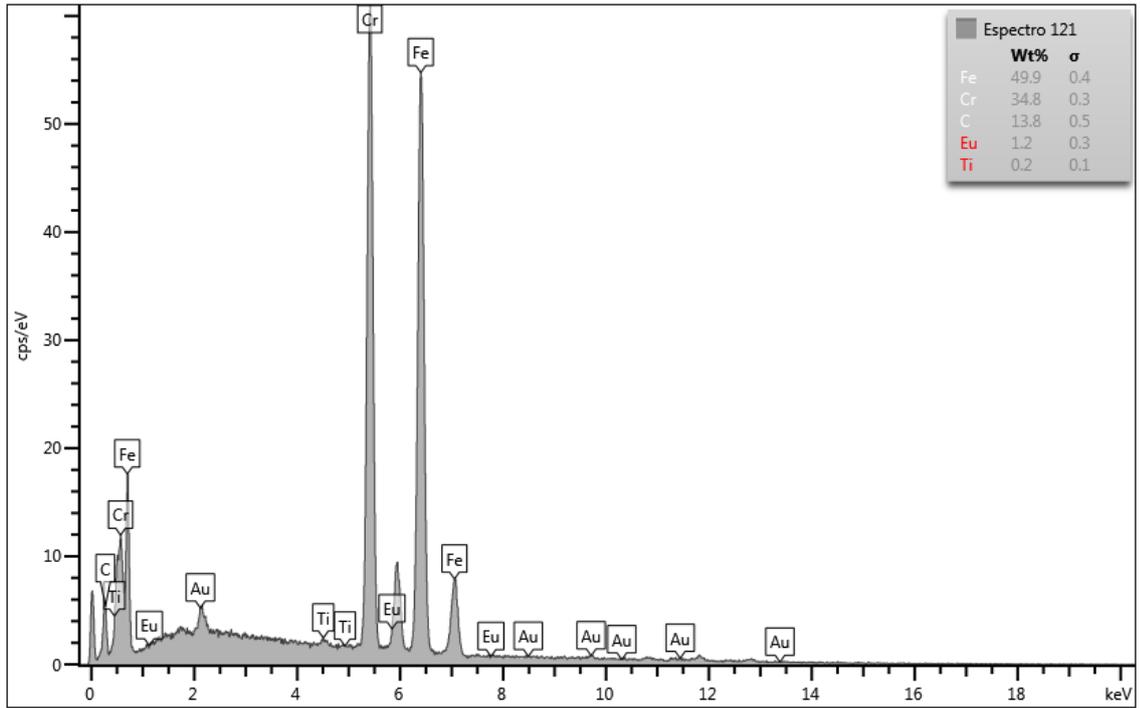
## 9. APÊNDICE – MICROGRAFIAS E ESPECTROS GERADOS POR EDS.

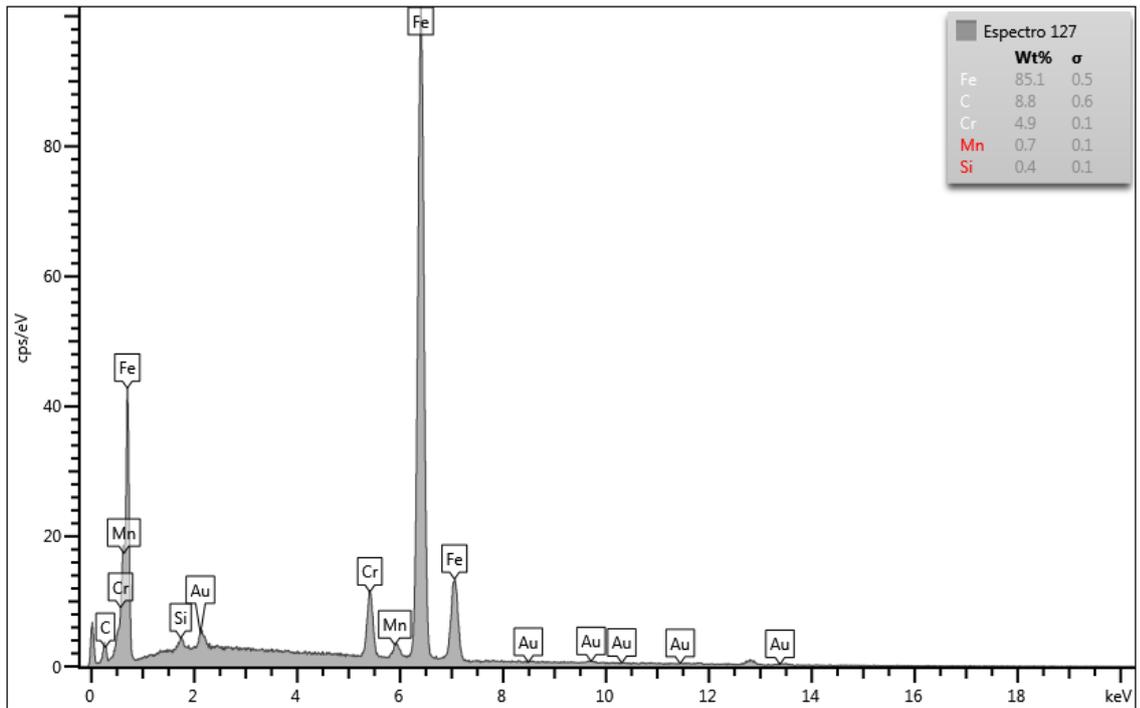
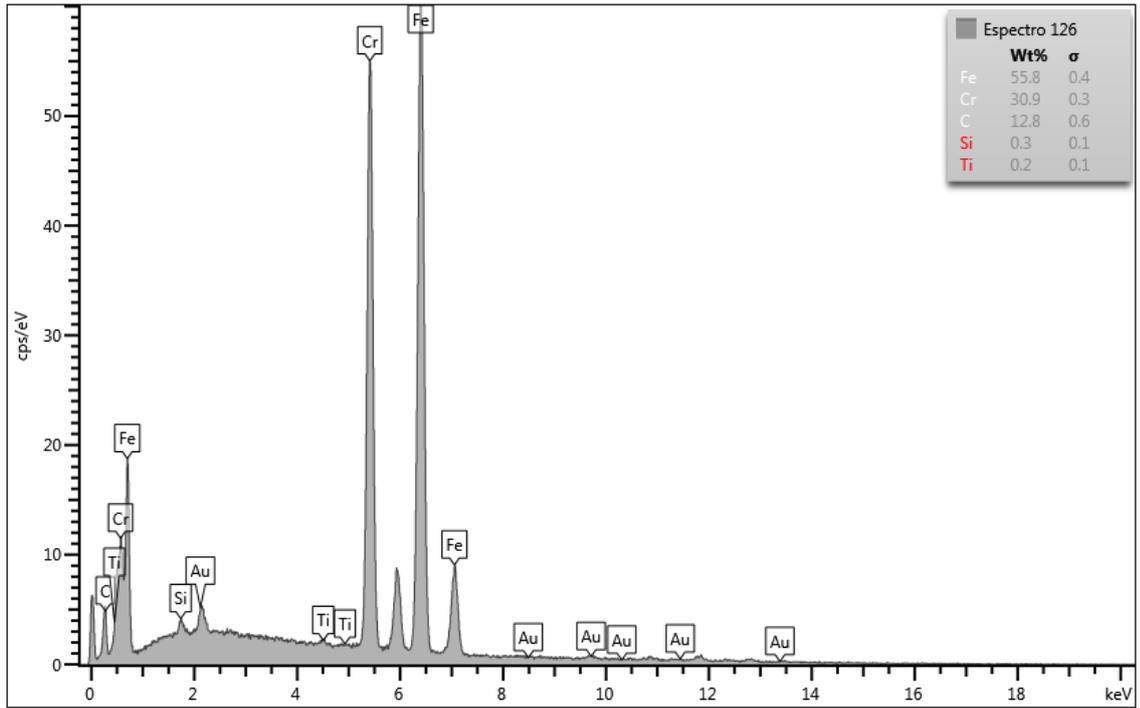
As figuras 9.1 a 9.3 apresentam algumas das micrografias e espectros de EDS obtidos com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura, para as amostras referentes às ligas A, B e C, respectivamente.

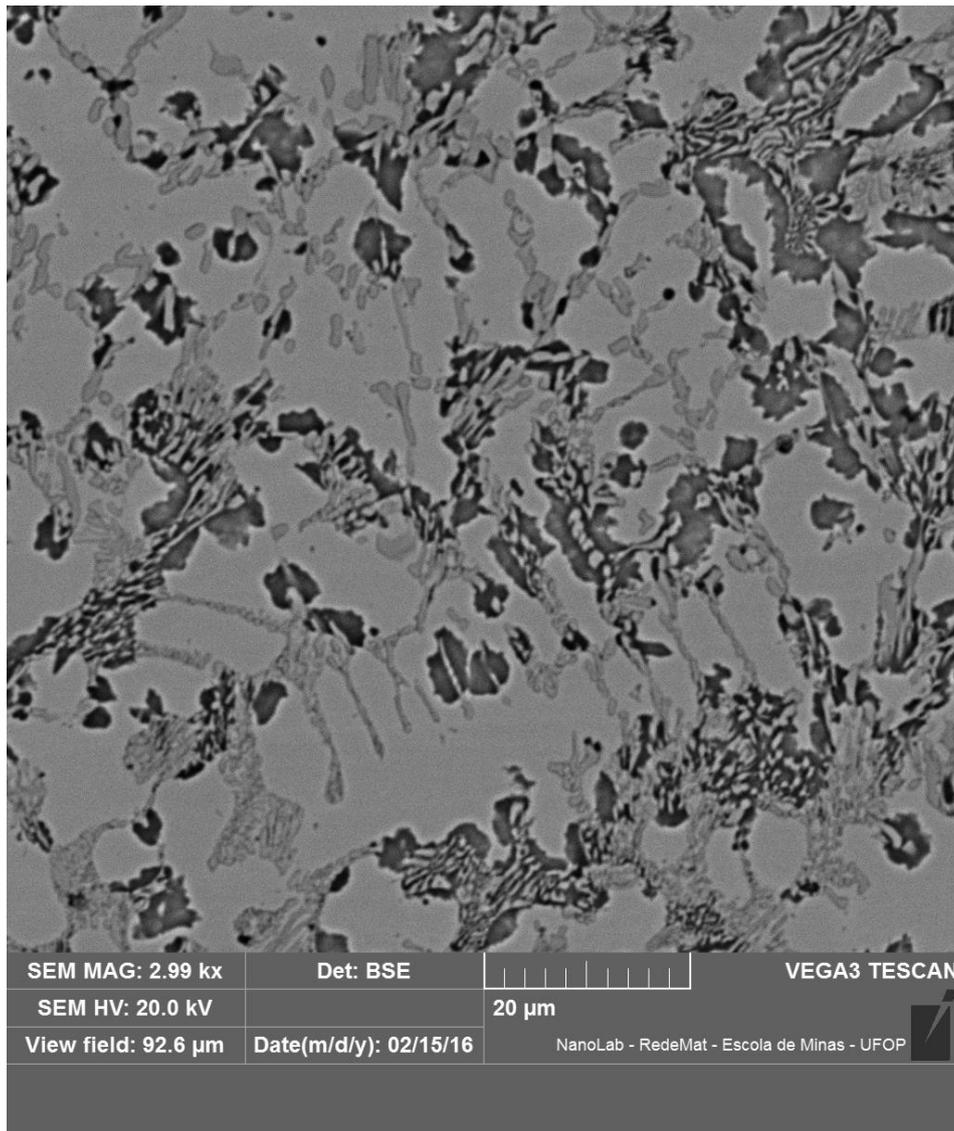


**Figura 9.1** Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga A (aumento de 2000x) e seus respectivos Espectros de EDS da microestrutura.

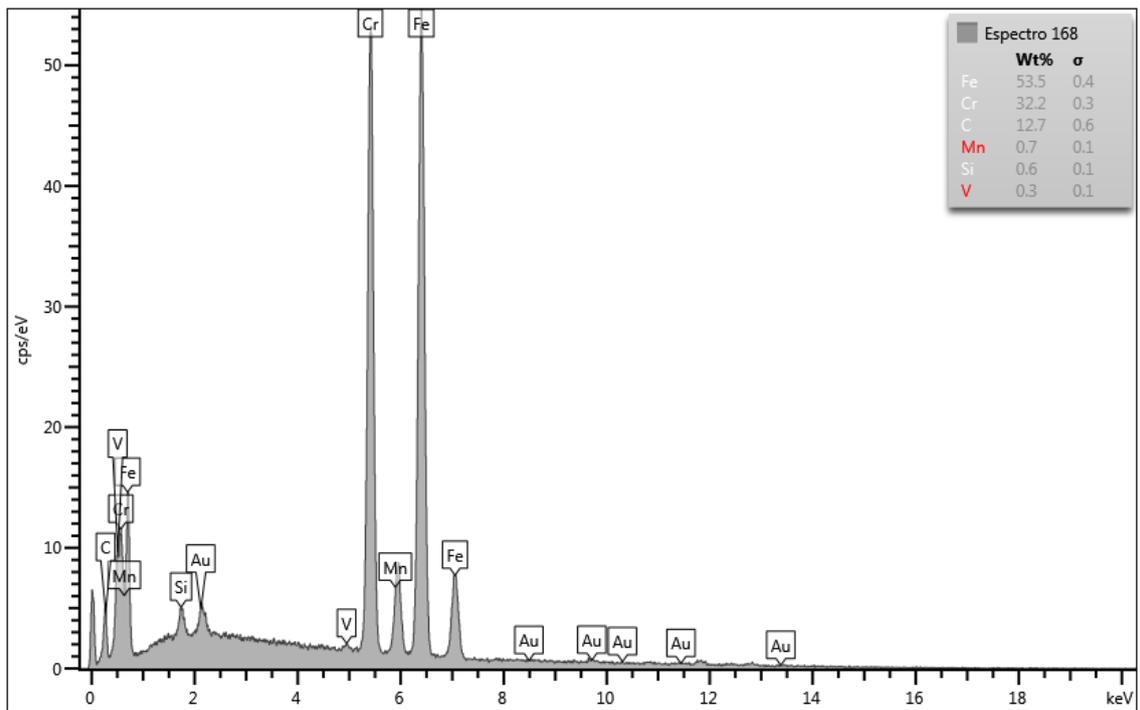
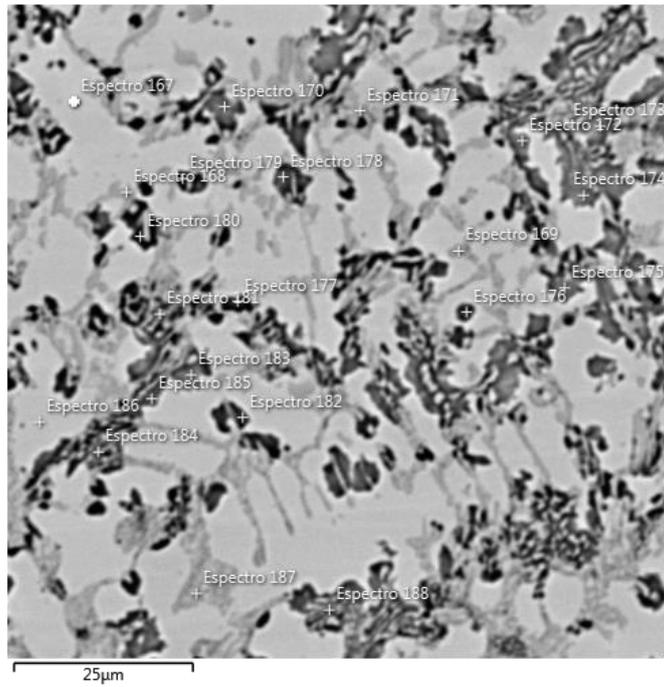


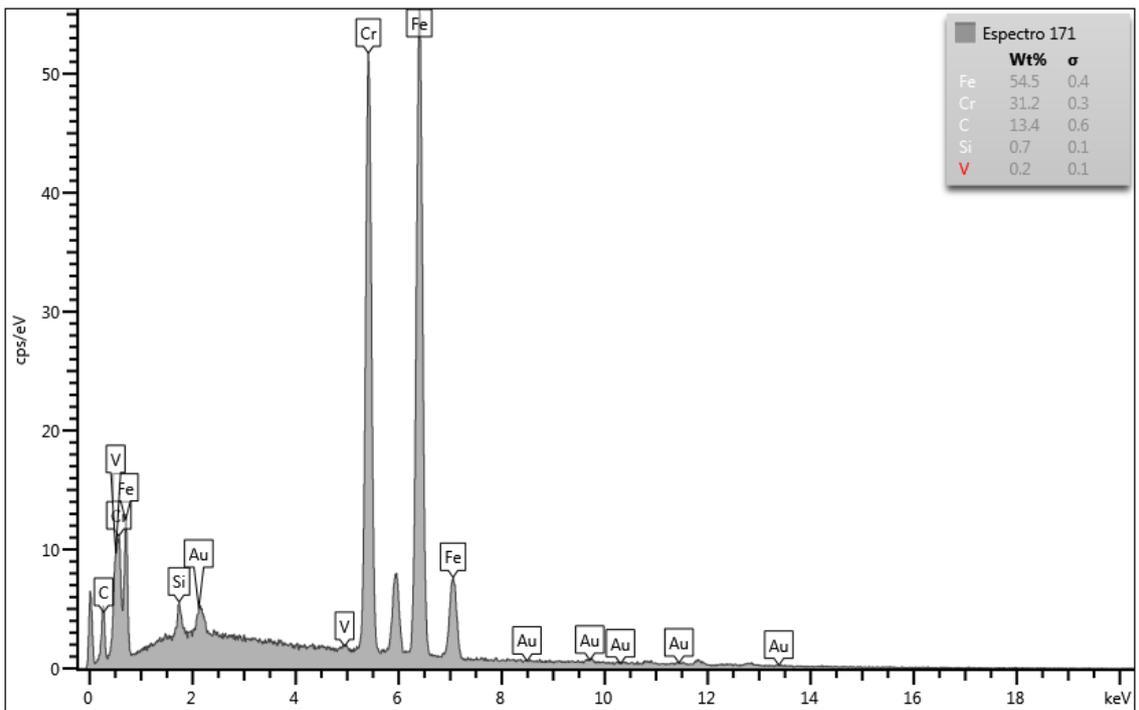
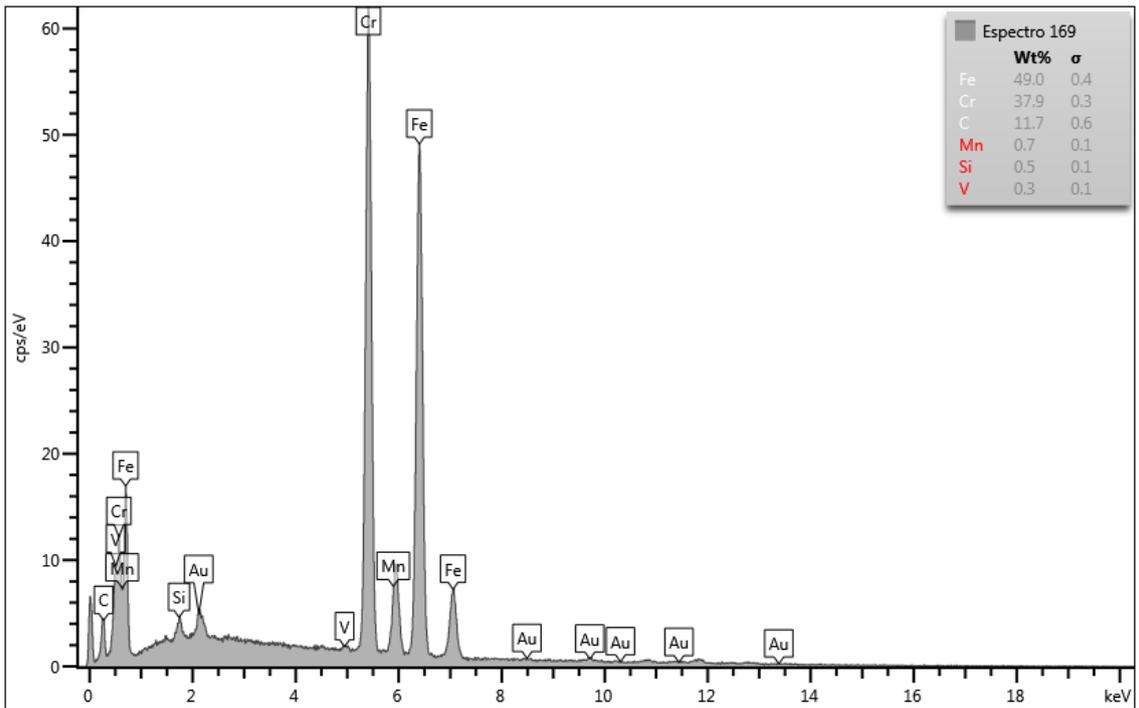


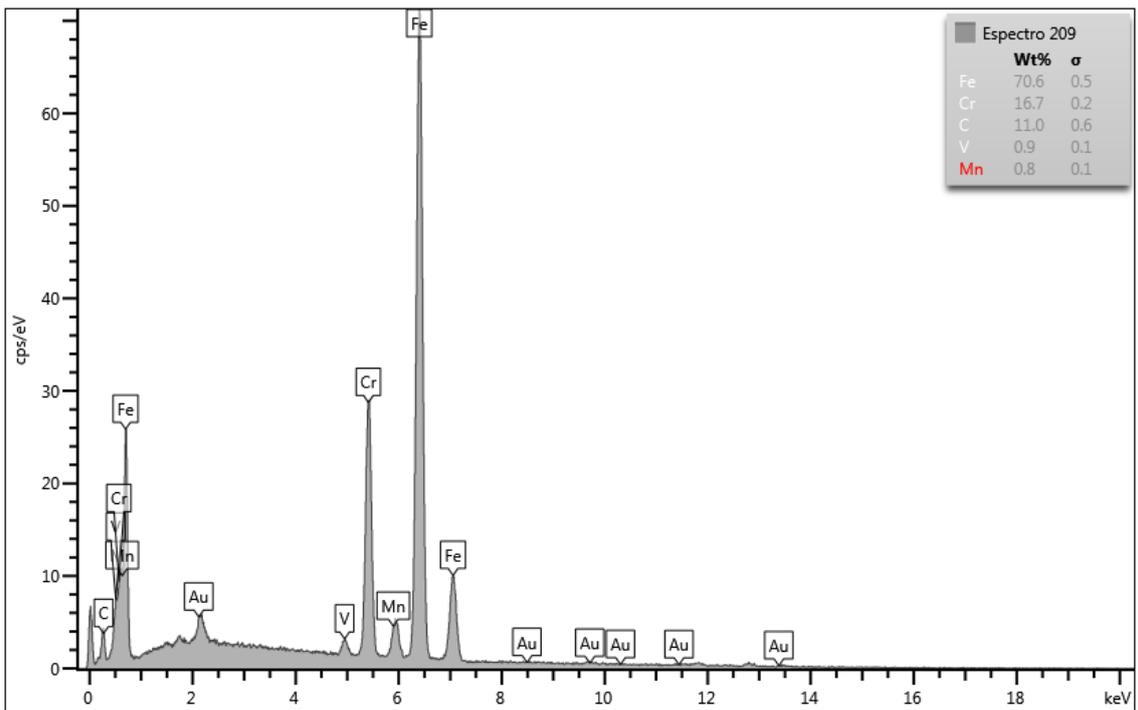
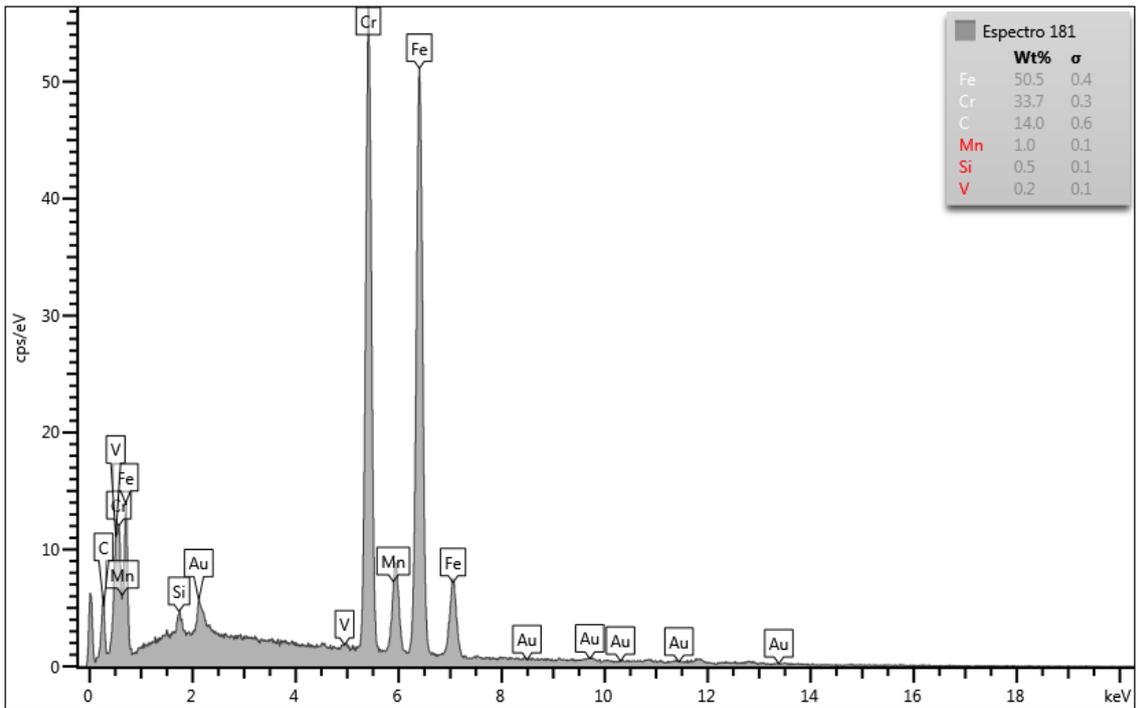


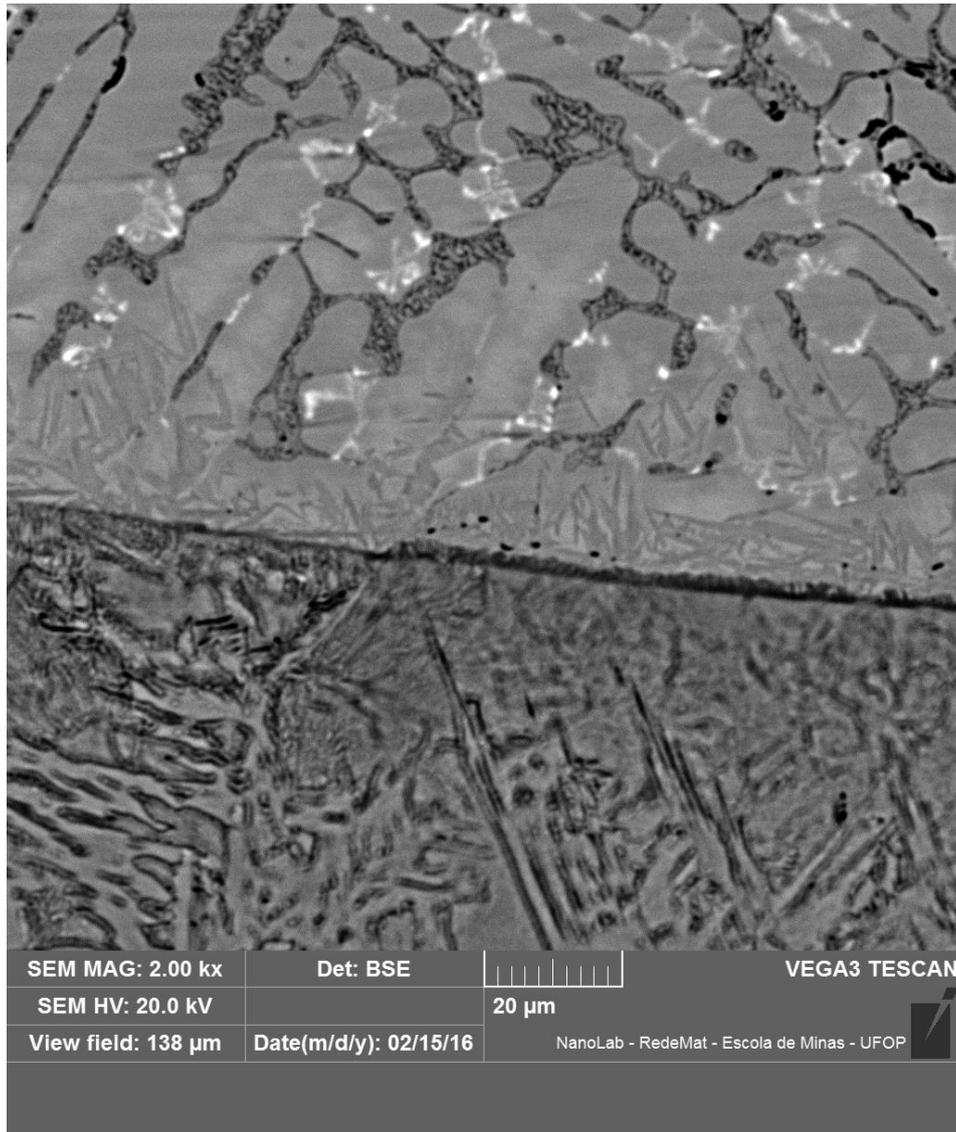


**Figura 9.2** Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga B (aumento de 3000x) e seus respectivos Espectros de EDS da microestrutura.









**Figura 9.3** Microestrutura do revestimento obtido a partir da liga C (aumento de 2000x) e seus respectivos Espectros de EDS da microestrutura.

