

**PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ**

**EDUARDO CANTIERI**

**CARACTERIZAÇÃO TRIBOLÓGICA DO FERRO FUNDIDO NODULAR OBTIDO  
POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA SUBMETIDO AO TRATAMENTO DE BORETAÇÃO**

**CURITIBA**

**2017**

**PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ**

**EDUARDO CANTIERI**

**CARACTERIZAÇÃO TRIBOLÓGICA DO FERRO FUNDIDO NODULAR OBTIDO  
POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA SUBMETIDO AO TRATAMENTO DE BORETAÇÃO**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, departamento de Ciências Exatas e de Tecnologia, Pontifícia Universidade Católica do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Diego Torres

Co-Orientador: Prof. Dr. Paulo César Soares Jr.

**CURITIBA**

**2017**

**EDUARDO CANTIERI**

**CARACTERIZAÇÃO TRIBOLÓGICA DO FERRO FUNDIDO NODULAR OBTIDO  
POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA SUBMETIDO AO TRATAMENTO DE BORETAÇÃO**

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica  
da Pontifícia Universidade Católica do  
Paraná.

**COMISSÃO EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Ricardo Diego Torres - Orientador  
Escola Politécnica – Departamento de Engenharia Mecânica  
Pontifícia Universidade Católica do Paraná - PUCPR

---

Prof. Dr. Marcos Eduardo Soares  
DAMEC – Departamento Acadêmico de Engenharia Mecânica  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR - PG

---

Prof<sup>a</sup>. Dra. Michelle Sostag Meruvia  
Escola Politécnica – Departamento de Engenharia Mecânica  
Pontifícia Universidade Católica do Paraná - PUCPR

**Curitiba, dezembro de 2017**

## **AGRADECIMENTOS**

- A Deus por sempre abrir a porta de caminhos corretos e valorosos.
- Aos meus pais Ronaldo Cantieri e Maria Aparecida Cantieri, ao meu irmão Gustavo Cantieri e a minha tia Régia Cantieri, pelo incentivo ao estudo.
- Aos meus sócios Carolina Floriani Carvalho, Roberto Floriani Carvalho e Fernando Parchen Gibran pela parceria e compreensão nos momentos de ausência do trabalho.
- Aos amigos e a todas as pessoas especiais que participaram e incentivaram durante todo o período de estudo.
- À Electrolux do Brasil por sempre investir na melhoria do profissional.
- Ao Professor Dr. Ricardo Diego Torres, pela orientação, incentivo e compreensão.
- Ao Professor Dr. Paulo Cesar Soares Jr, pela orientação cedida durante o curso.

## RESUMO

O presente trabalho surge da motivação da necessidade de melhoria de desempenho, quanto ao coeficiente de atrito e desgaste, de moldes e matrizes de injeção fabricadas de ferro fundido e amplamente utilizadas na indústria. O estudo utilizou como matéria prima básica o ferro fundido nodular obtido por fundição contínua. Avaliou-se a caracterização microestrutural e, sob diversas temperaturas, o comportamento tribológico do material submetido a processos de difusão de boro no substrato da superfície (boretção). Os ensaios foram realizados no Laboratório de Ciência e Engenharia de Materiais da PUCPR, onde, para a caracterização inicial foram analisadas as fases constituintes em porcentagem de grafita, perlita e ferrita, dureza, grau de nodularização e quantidade de nódulos por milímetro quadrado ao longo da seção transversal da barra de ferro fundido nodular. Quanto aos ensaios tribológicos, seguindo a norma ASTM G99 – 95<sup>a</sup>, as amostras foram submetidas, a modos de deslizamento com movimentos rotativos pino disco em três diferentes temperaturas: 20 °C, 300 °C e 800 °C, avaliando-se coeficiente de atrito e desgaste das amostras. Os resultados da caracterização mostram que a porcentagem de grafita apresentou uma pequena variação ao longo da seção transversal da barra, a porcentagem de perlita aumenta da superfície ao centro e a porcentagem de ferrita diminui da superfície ao centro. O grau de nodularidade apresenta-se acima de 80% e a quantidade de nódulos por unidade de área é menor no centro da barra e maior na superfície. Os resultados dos ensaios tribológicos foram divididos em 2: uma análise levando em consideração a superfície formada pela boretção e outra análise considerando os nódulos de grafita. Levando-se em consideração a superfície formada, em todas as temperaturas analisadas, as amostras boretadas apresentaram menores coeficientes de atrito quando comparadas a amostras não boretadas. As taxas de desgaste apresentaram-se menores em amostras boretadas nas temperaturas de 20 °C e 300 °C e menores em amostras não boretadas a 800 °C. Quanto aos nódulos de grafita, os menores coeficientes de atrito foram observados em amostras do centro, onde os nódulos são maiores e em menor quantidade, e os menores valores de desgaste em amostras da superfície, onde os nódulos são menores e em maior quantidade.

**Palavras Chave:** Ferro Fundido Nodular, Boretção e Tribologia.

## ABSTRACT

The present work arises from the motivation of the need to improve performance, regarding the coefficient of friction and wear, of molds and injection molds made of cast iron and widely used in industry. The study used nodular cast iron obtained by continuous casting as the basic raw material. Were evaluated the microstructural characterization and, under different temperatures, the tribological behavior of the material subjected to boron diffusion processes on the surface of the substrate (boretation). The tests were carried out in the Materials Science and Engineering Laboratory of PUCPR, where, for the initial characterization, the constituent phases were analyzed in percentage of graphite, perlite and ferrite, hardness, degree of nodularization and number of nodules per square millimeter along the section of the nodular cast iron bar. As for the tribological tests, following the standard ASTM G99 - 95<sup>a</sup>, the samples were submitted to sliding modes with rotary disk pin movements at three different temperatures: 20 ° C, 300 ° C and 800 ° C, evaluating coefficient of friction and wear of the samples. The results of the characterization show that the percentage of graphite showed a small variation along the cross section of the bar, the percentage of perlite increases from the surface to the center and the percentage of ferrite decreases from the surface to the center. The degree of nodularity is above 80% and the amount of nodules per unit area is lower in the center of the bar and higher in the surface. The results of the tribological tests were divided into 2: an analysis taking into account the surface formed by the boretation and another analysis considering the graphite nodules. Taking into account the formed surface, in all the analyzed temperatures, the boronated samples presented smaller coefficient of friction when compared to non-boronated samples. Wear rates were lower in boronated samples at temperatures of 20 ° C and 300 ° C and lower in non-boronated samples at 800 ° C. As for graphite nodules, the lowest coefficients of friction were observed in samples from the center, where the nodules are larger and in smaller quantity, and the lower values of wear on surface samples, where the nodules are smaller and larger.

**Keywords:** Cast Iron Nodular, Boretation and Tribology.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Processo de Fundição Contínua .....	18
Figura 2 - Coquilha Refrigerada .....	19
Figura 3 - Produção de barras de Ferro Fundido Nodular por Fundição Contínua .....	19
Figura 4 - Ferro Fundido .....	21
Figura 5 - Diagrama de fases para um sistema Fe-Fe <sub>3</sub> C (em linhas sólidas) e Fe-C-Si (em linhas pontilhadas) – Sistema contendo 2,5% de Si.....	23
Figura 6 - Diagrama de Bunyin .....	24
Figura 7 - Microestrutura do Ferro Fundido Nodular e Nódulos de grafita .....	31
Figura 8 - Desenho esquemático do dispositivo de boretação eletroquímica .....	35
Figura 9 - Secção transversal das camadas de boretos de titânio em diferentes densidades de corrente: (a) 50 mA/cm <sup>2</sup> , (b) 100 mA/cm <sup>2</sup> , (c) 200 mA/cm <sup>2</sup> , (d) 700 mA/cm <sup>2</sup> .....	36
Figura 10 - Variação da espessura da camada boretada em função da densidade de corrente aplicada.....	37
Figura 11 - Padrão da difração de raios-X das camadas boretadas em diferentes densidades de corrente.....	37
Figura 12 - Seção transversal das camadas de boretos formadas no substrato de titânio em diferentes temperaturas: (a) 900 °C, (b) 1000 °C, (c) 1100 °C, (d) 1200 °C.....	38
Figura 13 - Variação da espessura da camada boretada em função da temperatura do processo.....	39
Figura 14 - Progressão de crescimento da camada TiB <sub>2</sub> em função do tempo .....	40
Figura 15 - Variação das espessuras das camadas boretadas com o tempo (200 mA/cm <sup>2</sup> , 950 °C).....	41
Figura 16 - Decaimento exponencial de crescimento da camada TiB <sub>2</sub> em função do tempo de boretação.....	41
Figura 17 - Camada boretada após 1 minuto de processo (200 mA/cm <sup>2</sup> , 950 °C) .....	42
Figura 18 - Camada boretada após 4 horas de processo (200 mA/cm <sup>2</sup> , 950 °C) .....	42
Figura 19 - Diagrama de equilíbrio de Fases Fe-B.....	43
Figura 20 - Cristais de B <sub>4</sub> C (área escura) e cristais de Fe <sub>2</sub> B crescendo sobre a superfície da metal base .....	45

Figura 21 - Detalhes dos cristais de Fe <sub>2</sub> B.....	45
Figura 22 - Cristais de Fe <sub>2</sub> B crescendo no substrato .....	46
Figura 23 - Cristais de Fe <sub>2</sub> B forçados a parar o crescimento .....	47
Figura 24 - Cristais de Fe <sub>2</sub> B forçados a mudar de direção de crescimento devido aos contatos adjacentes com outros cristais .....	48
Figura 25 - Representação esquemática dos estágios de crescimento Fe <sub>2</sub> B .....	48
Figura 26 - O processo tribológico em um contato entre duas superfícies incluindo mudanças mecânicas e tribológicas, como transferência de material.....	50
Figura 27 - Mecanismos de contatos tribológicos: (a) macromecânico, (b) transferência de material; (c) micromecânico, (d) triboquímico e (e) contato nanomecânico .....	51
Figura 28 - Condições macromecânicas de contato de uma superfície revestida submetida a movimentos de uma esfera de alta dureza .....	54
Figura 29 - Importantes propriedades tribológicas em diferentes zonas do revestimento superficial ..	58
Figura 30 - (a) Camadas finas de revestimento (b) Camadas espessas de revestimento com a mesma deflexão .....	59
Figura 31 - Revestimento de multicamadas alternando camadas macias e duras .....	60
Figura 32 – Coeficiente de atrito de amostras de aço Q235 sem boretação, em diferentes temperaturas.....	62
Figura 33 - Coeficiente de atrito de amostras de aço Q235 com boretação, em diferentes temperaturas.....	63
Figura 34 - Espessuras das camadas boretadas das amostras de ferro fundido .....	64
Figura 35 - Comportamento de desgaste das amostras boretadas de ferro fundido .....	64
Figura 36 - Comportamento de desgaste das amostras boretadas de ferro fundido nodular .....	65
Figura 37 – Fluxograma de Desenvolvimento de Materiais e Métodos .....	66
Figura 38 - Regiões da barra de ferro fundido .....	67
Figura 39 - Distribuição da Medições de Dureza Brinell.....	68
Figura 40 - Indentação no ensaio de Dureza Brinell.....	69
Figura 41 - Imagem conjunto microscópio óptico e software Olympus .....	70
Figura 42 - Dispositivo de boretação eletroquímica.....	71
Figura 43 - Cadinho de carbetto de silício revestido com aço inox .....	72
Figura 44 - Cadinho de carbetto de silício revestido com aço inox .....	73

Figura 45 - Microdurômetro Shimadzu HMV 2000.....	75
Figura 46 - Conjunto após ensaio a 800 °C .....	77
Figura 47 - Desenho esquemático de uma trilha de desgaste .....	77
Figura 48 - Situações possíveis de desgaste no conjunto esfera/peça.....	78
Figura 49 - Perfil da trilha de desgaste .....	78
Figura 50 - Microestrutura do ferro fundido nodular no centro (ampliação 100X) .....	82
Figura 51 - Microestrutura do ferro fundido nodular no meio raio (ampliação 100X) .....	82
Figura 52 - Microestrutura do ferro fundido nodular na superfície (ampliação 100X) .....	82
Figura 53 - Microestrutura do ferro fundido nodular na superfície (ampliação 200X) .....	83
Figura 54 - Imagem gerada para contagem de nódulos do ferro fundido nodular no centro .....	84
Figura 55 - Microestrutura do ferro fundido nodular no centro (ampliação 100X) .....	87
Figura 56 - Microestrutura do ferro fundido nodular no meio raio (ampliação 100X) .....	87
Figura 57 - Microestrutura do ferro fundido nodular na superfície (ampliação 100X) .....	87
Figura 58 - Comparação em porcentagem quanto ao tamanho dos nódulos (C, MR e S) .....	89
Figura 59 - Microestrutura do ferro fundido após boretação eletroquímica de 5h (Centro) .....	93
Figura 60 - Microestrutura do ferro fundido após boretação eletroquímica de 5h (MR).....	93
Figura 61 - Microestrutura do ferro fundido após boretação eletroquímica de 5h (Superfície) .....	93
Figura 62 - Difração de Raios X Amostra Eletroquímica 5h (C) .....	94
Figura 63 - Microestrutura do ferro fundido após boretação eletroquímica de 2h (centro) .....	95
Figura 64 - Microestrutura do ferro fundido após boretação termoquímica de 5h (centro) .....	96
Figura 65 - Difração de Raio X Amostra Termoquímica 5h (C) .....	97
Figura 66 - Coeficiente de atrito do meio raio, a 20°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica .....	99
Figura 67 – Trilha de desgaste do meio raio, a 20°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica .....	100
Figura 68 - Coeficiente de atrito do meio raio, a 300°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica .....	101
Figura 69 - Trilha de desgaste da superfície, a 300°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica .....	102
Figura 70 - Coeficiente de atrito do meio raio, a 800°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica .....	103

Figura 71 - Trilha de desgaste do meio raio, a 800°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica (magnitude 1,3 kx) .....	104
Figura 72 - Trilha de desgaste do meio raio, a 800°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica (magnitude 250 x) .....	105
Figura 73 - Valores médios dos coeficientes de atrito das amostras ensaiadas em 20 °C, 300 °C e 800 °C.....	106
Figura 74 – Taxa de desgaste das amostras ensaiadas a 20 °C, 300 °C e 800 °C .....	107
Figura 75 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 20°C, na boretação eletroquímica .....	109
Figura 76 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 20°C, na boretação convencional .....	110
Figura 77 - Trilha de desgaste do centro, meio raio e superfície, a 20°C, nas condições: boretação eletroquímica e convencional .....	111
Figura 78 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 300°C, na boretação eletroquímica .....	112
Figura 79 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 300°C, na boretação convencional .....	113
Figura 80 - Trilha de desgaste do centro, meio raio e superfície, a 300°C, nas condições: boretação eletroquímica e convencional .....	115
Figura 81 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 800°C, na boretação eletroquímica .....	116
Figura 82 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 800°C, na boretação convencional .....	117
Figura 83 - Trilha de desgaste do centro, meio raio e superfície, a 800°C, nas condições: boretação eletroquímica e convencional .....	118
Figura 84 - Valores médios dos coeficientes de atrito das amostras ensaiadas em 20 °C, 300 °C e 800 °C – (centro, meio raio e superfície).....	119
Figura 85 - Taxa de desgaste das amostras ensaiadas em 20 °C, 300 °C e 800 °C, nas posições centro, meio raio e superfície – boretação eletroquímica .....	121
Figura 86 - Taxa de desgaste das amostras ensaiadas em 20 °C, 300 °C e 800 °C, nas posições centro, meio raio e superfície – boretação convencional .....	122

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação dos ferros fundidos pela designação comercial, microestrutura e fratura.....	26
Tabela 2 – Faixa típica de composição para os ferros fundidos.....	28
Tabela 3 – Porcentagem de encolhimento dos ferros fundidos durante a solidificação.....	28
Tabela 4 – Diferença de propriedades entre as fases FeB e Fe <sub>2</sub> B.....	44
Tabela 5 – Condições dos Ensaio tribológicos realizados.....	76
Tabela 6 – Resultado das medições de ferrita.....	81
Tabela 7 – Resultado das medições de perlita.....	81
Tabela 8 – Resultado das medições de grafita.....	84
Tabela 9 – Resultado das medições de ferrita, perlita e grafita.....	85
Tabela 10 – Resultado das medições de grafita.....	85
Tabela 11 – Resultado das medições de nodularidade.....	88
Tabela 12 – Resultado das medições de tamanho de nódulos.....	88
Tabela 13 – Resultado das medições Dureza Brinell.....	90
Tabela 14 – Especificações de Dureza Brinell do Fabricante.....	90
Tabela 15 –Espessura de camada boretada (eletroquímica – 5h).....	94
Tabela 16 – Espessura de camada boretada (termoquímica – 5h).....	96
Tabela 17 – Comparação do coeficiente de atrito do meio raio, a 20°C, nas condições: sem boretção, boretção convencional e eletroquímica.....	100
Tabela 18 –Comparação do coeficiente de atrito do meio raio, a 300°C, nas condições: sem boretção, boretção convencional e eletroquímica.....	102
Tabela 19 –Comparação do coeficiente de atrito do meio raio, a 800°C, nas condições: sem boretção, boretção convencional e eletroquímica.....	104
Tabela 20 –Comparação do coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 20°C, nas condições: boretção eletroquímica e convencional.....	110
Tabela 21 –Comparação do coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 300°C, nas condições: boretção eletroquímica e convencional.....	113

Tabela 22 –Comparação do coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, à 800°C, nas condições: boretação eletroquímica e convencional.....	117
---	-----

## LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

A: Corrente elétrica

B: Boro

Fe: Ferro

FoFo: Ferro Fundido

F: Ferrita

P: Perlita

A: Austenita

M: Martensita

T: Temperatura (° C)

Ti: Titânio

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>15</b>
1.1	Objetivos	16
1.1.1	Objetivo Geral	16
1.1.2	Objetivos Específicos	16
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>17</b>
2.1	Processo de Fundição Contínua	17
2.2	Classificação e Metalurgia Básica dos Ferros Fundidos	20
2.3	Diagrama de Fases Fe-C e Fe-C-Si	22
2.4	Efeito da Composição na Microestrutura dos Ferros Fundidos	23
2.5	Efeito da Taxa de Resfriamento Sobre a Microestrutura dos Ferros Fundidos	24
2.6	Tipos de Ferro Fundido	25
2.7	Ferros Fundidos Nodulares	27
2.7.1	Características Gerais dos Ferros Fundidos Nodulares	27
2.7.1.1	Solidificação e Características de Encolhimento	28
2.7.1.2	Formação de Grafita (Inoculação) ou Carbonetos e nodularização	29
2.7.2	Efeitos da Microestrutura sobre as Propriedades	30
2.7.2.1	Grafita	30
2.7.2.2	Estrutura e Propriedades da Grafita	30
2.7.2.3	Grau de nodularidade	32
2.8	Boretção	33
2.8.1	Boretção Termoquímica	33
2.8.2	Boretção Eletroquímica	34
2.8.2.1	Efeitos da Corrente	35
2.8.2.2	Efeitos da Temperatura do Eletrólito	38
2.8.2.3	Efeitos do Tempo do Processo Eletroquímico	39
2.8.3	Difusão do Boro e Formação das Fases FeB e Fe <sub>2</sub> B	43
2.8.3.1	Cobertura da superfície do metal (estágio 1 de crescimento)	45
2.8.3.2	Crescimento dos cristais Fe <sub>2</sub> B dentro do metal (estágio 2 de crescimento)	47
2.8.3.3	Estabilização de uma forte camada (002) de Fe <sub>2</sub> B (estágio 3 de crescimento)	49
2.8.3.4	Formação Polifásica das camadas de boretos	49

2.9	<i>Tribologia</i> .....	50
2.9.1	Contatos Mecânicos .....	50
2.9.2	Mecanismos de Contatos Tribológicos .....	51
2.9.3	Tensões e deformações na superfície .....	52
2.9.4	Fricções Macro Mecânicas e Mecanismos de Desgaste .....	53
2.9.4.1	Dureza do Revestimento .....	54
2.9.4.2	Espessura do revestimento e rugosidade da superfície .....	55
2.9.4.3	Resíduos na Interface .....	55
2.9.5	Mecanismos Tribológicos Micromecânicos.....	56
2.9.6	Mecanismos Tribo químicos de Superfícies Revestidas .....	56
2.9.6.1	Formação de microfilmes finos sobre revestimentos duros .....	57
2.9.7	Mecanismos de Contato Nano mecânicos .....	57
2.9.8	Múltiplas Camadas de Revestimento .....	58
2.9.9	Comportamentos Tribológicos de Camadas $Fe_2B+FeB$ e $FeB$ .....	61
2.9.9.1	Coefficiente de atrito.....	61
2.9.9.2	Resistência ao desgaste.....	63
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>66</b>
3.1	<i>Divisão das Regiões da Barra FUCO<sup>®</sup></i> .....	67
3.2	<i>Caracterização Microestrutural do Ferro Fundido Nodular</i> .....	68
3.2.1	Determinação da Dureza Brinell .....	68
3.2.2	Determinação das fases de ferrita, perlita e caracterização da grafita nodular .....	69
3.3	<i>Boretação Eletroquímica</i> .....	71
3.3.1	Construção do Dispositivo de Boretação Eletroquímica .....	71
3.3.2	Ensaio de boretação eletroquímica.....	72
3.3.3	Ensaio de boretação termoquímico .....	73
3.4	<i>Caracterização do Ferro Fundido Boretado</i> .....	74
3.4.1	Medição da Camada Boretada .....	74
3.4.2	Difração da Raio X .....	74
3.4.3	Ensaio de Microdureza Vickers .....	74
3.5	<i>Ensaio Tribológicos nas temperaturas ambiente (20°C), 300°C e 800°C</i> .....	76
3.6	<i>Medição da taxa de desgaste</i> .....	77
3.7	<i>Caracterização da trilha de desgaste (MEV)</i> .....	79
<b>4</b>	<b>RESULTADOS</b> .....	<b>80</b>

4.1	<i>Caracterização do Ferro Fundido</i> .....	80
4.1.1	Fases .....	80
4.1.2	Caracterização da Grafita Nodular .....	84
4.1.3	Medição de dureza Brinell.....	90
4.2	<i>Boretação</i> .....	91
4.2.1	Boretação Eletroquímica de 5h .....	91
4.2.2	Boretação Eletroquímica de 2h .....	95
4.2.3	Boretação Termoquímica (Convencional) de 5h .....	95
4.3	<i>Tribologia</i> .....	98
4.3.1	Avaliação em Função da Fase Formada (dureza) .....	98
4.3.1.1	Coeficiente de Atrito .....	98
4.3.1.2	Taxa de Desgaste .....	106
4.3.2	Avaliação em função dos nódulos e quantidade de grafita .....	108
4.3.2.1	Coeficiente de Atrito .....	108
4.3.2.2	Taxa de Desgaste .....	120
5	<b>CONCLUSÕES</b> .....	<b>123</b>
6	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	<b>125</b>
7	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	<b>126</b>

# 1 INTRODUÇÃO

Devido às suas características, como tempos de processo e baixos custos de produção, o processo de Fundição Contínua apresenta-se como uma alternativa viável à indústria de transformação, uma vez que esta, cada vez mais, busca alternativas tecnológicas satisfatórias e de baixo custo.

Inúmeras são as aplicações do ferro fundido no setor industrial, como a produção de eixos, polias, mancais e pistões. Dentre suas diversas utilidades, está sua aplicação em produção de moldes e matrizes de injeção, que se apresenta como uma solução viável do ponto de vista econômico. Porém, devido às características do material, aliadas aos tipos de trabalhos submetidos, os desgastes ocorridos tornam-se um problema a ser contornado. Uma solução inicial ao problema é a utilização de moldes de ferro fundido nodular, rico em grafita na forma de nódulos, possuindo um efeito lubrificante e diminuindo o desgaste, porém, apenas o uso do ferro fundido nodular não é a solução ideal do problema.

Nesta ótica, os tratamentos de superfície aparecem como uma alternativa para a modificação da superfície e, conseqüente, melhoria das propriedades.

Um processo de tratamento superficial aplicável ao ferro fundido nodular é a boretação, onde, de acordo com Shyrov (2004), ocorre o enriquecimento da superfície metálica através da difusão do boro. O processo consiste em dois tipos de reações, sendo a primeira entre o meio boretante e a superfície do material tratado, nucleando uma fina camada superficial de partículas de boretos. A segunda reação envolve a difusão do boro no substrato, alojando-se na região imediatamente abaixo da camada superficial.

Relacionando o comportamento tribológico do molde com sua produtividade, quanto melhor for seu desempenho em relação ao desgaste, maior será sua produtividade. Dentro destes conceitos, para que se possa aumentar o desempenho do material em relação ao desgaste propõe-se a verificação da influência da microestrutura de camadas boretadas e também a influência dos nódulos de grafita nestas mesmas camadas no comportamento tribológico do ferro fundido nodular.

## **1.1 Objetivos**

### **1.1.1 Objetivo Geral**

Avaliar a influência da microestrutura de camadas boretadas no comportamento tribológico do ferro fundido nodular obtido por fundição contínua.

Avaliar a influência dos nódulos de grafita em camadas boretadas no comportamento tribológico do ferro fundido nodular obtido por fundição contínua.

### **1.1.2 Objetivos Específicos**

Os objetivos específicos a serem atingidos são os seguintes:

- Obtenção da camada boretada pelos métodos eletroquímico e termoquímico.
- Caracterização microestrutural da camada boretada obtidas por boretação eletroquímica e termoquímica;
- Avaliação do comportamento das amostras com boretação e sem boretação submetidas a ensaios tribológicos com movimentos circulares (a temperatura de 20°C, 300°C e 800°C).

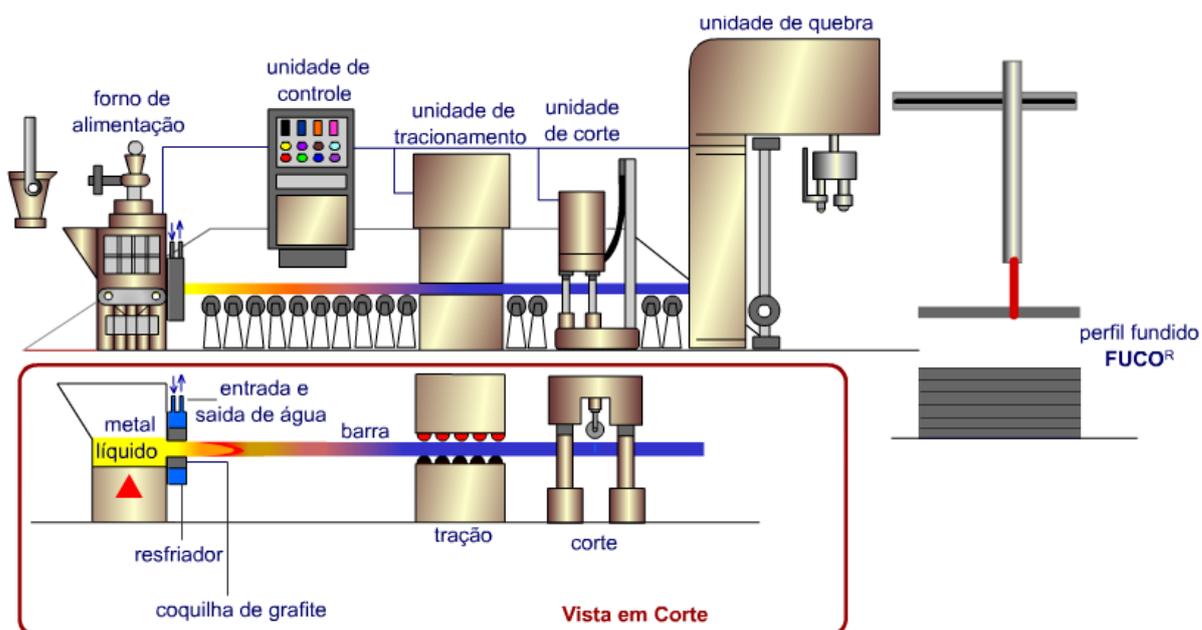
## **2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 Processo de Fundição Contínua**

Desenvolvido na Europa, o processo de Fundição Contínua objetiva a redução de custos e otimização da produção, uma vez que reduz o tempo de processo e por consequência, aumenta o volume de barras fundidas.

A geometria do ferro fundido é delineada por uma coquilha de grafite refrigerada, proporcionando às barras uma elevada sanidade, associada a uma estrutura uniforme e refinada. Isto permite que sejam produzidas peças de elevada confiabilidade, sem o risco de falhas em serviço atribuídas a defeitos do material, atingindo-se ao final do processo, um menor custo de usinagem.

Como mostrado na Figura 1, o processo consiste no vazamento do metal líquido em um forno de alimentação onde uma coquilha de grafite refrigerada dá a forma e tamanho à peça final. A coquilha de grafite refrigerada é montada na face inferior do forno de alimentação, de modo que a pressão do metal líquido devido à ação da gravidade mantém o material passando pela mesma. Uma unidade de tracionamento puxa as barras horizontalmente, o painel de controle comanda a vazão de água na coquilha e controla a velocidade de puxamento das barras. Por último, a unidade de corte e quebra fornece os tamanhos da barra especificados (Manual Técnico Tupy, 2014).

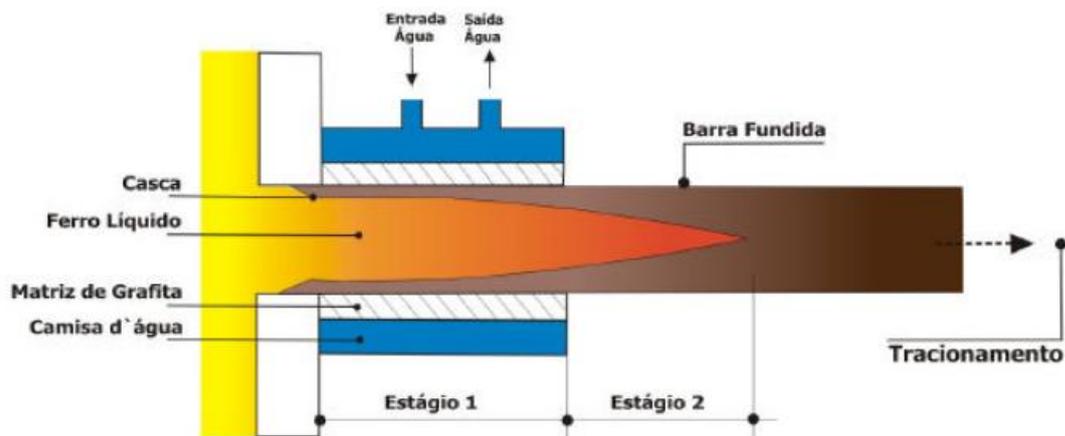


**Figura 1 - Processo de Fundição Contínua**

Fonte: Manual técnico Tupy, 2014

Na fundição contínua o tempo de espera é maior que o tempo de tracionamento, caracterizando um processo semi contínuo. O tempo de espera do metal líquido dentro da coquilha e o tempo de puxamento do perfil são calculados para evitar diversos problemas de fundição. A demora no tracionamento, por exemplo, resulta em um resfriamento excessivo e conseqüentemente o aparecimento de carbeto, prejudicando as propriedades mecânicas. Com o tracionamento rápido, a casca formada no metal fundido não possui resistência suficiente para garantir a estabilidade dimensional do perfil.

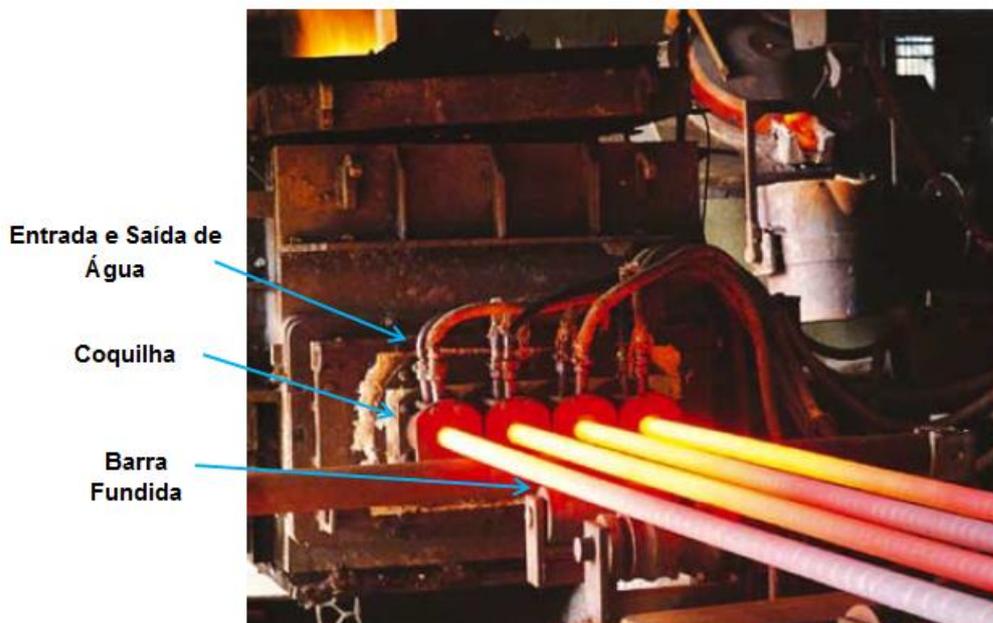
O molde de grafita possui grande condutividade térmica contribuindo para a alta extração de calor do ferro líquido. Devido a esta alta condutividade, uma casca é formada no material em contato com o molde como visto na Figura 2, entretanto, o núcleo ainda permanece na fase líquida. O resfriamento da barra é feito ao ar, à medida que a barra é traçada para fora da coquilha (Figura 3).



**Figura 2 - Coquilha Refrigerada**

Fonte: Casagrande, 2003

As altas temperaturas do metal líquido provocam tensões térmicas no molde de grafite, acarretando desgastes consideráveis no processo. Sendo assim, ocorrem perdas de tolerância dimensional na matriz, comprometendo o produto final (Casagrande, 2003).



**Figura 3 - Produção de barras de Ferro Fundido Nodular por Fundição Contínua**

Fonte: Manual técnico Tupy, 2014

## 2.2 Classificação e Metalurgia Básica dos Ferros Fundidos

O termo Ferro Fundido, assim como o termo aço, identifica uma grande família de ligas ferrosas. Ferros fundidos são ligas ferrosas de multicomponentes. Elas contêm majoritariamente ferro, carbono e silício e minoritariamente alguns elementos de liga. O ferro fundido apresenta maiores quantidades de carbono e silício que o aço. Devido a esta grande quantidade de carbono, sua estrutura exibe uma fase carbonada mais rica quando comparado ao aço (ASM Specialty Handbook – Cast Irons, 1996). Dependendo primariamente da composição, taxa de resfriamento e processo de fundição, o ferro fundido pode se solidificar de acordo com o sistema Fe - Fe<sub>3</sub>C termodinamicamente metaestável (L → austenita + cementita) ou de acordo com o sistema estável (L → austenita + grafita) Ferro - Grafite.

Quando o caminho metaestável é seguido, a fase eutética, rica em carbono, é o carboneto de ferro; quando o caminho da solidificação estável é seguido, a fase rica em carbono é a grafita.

Os dois tipos eutéticos básicos, o estável **austenita – grafita** e o metaestável **austenita – carboneto de ferro** (Fe<sub>3</sub>C), apresentam diferenças em suas propriedades mecânicas, como resistência, dureza, tenacidade e ductilidade. Portanto, a proposta básica do processo de metalurgia do ferro fundido é manipular o tipo, quantidade e morfologia dos eutéticos, alcançando assim as propriedades mecânicas desejadas. A Figura 4 mostra a formação dos diferentes tipos de ferro fundido, levando-se em consideração o teor de carbono e velocidade de resfriamento.

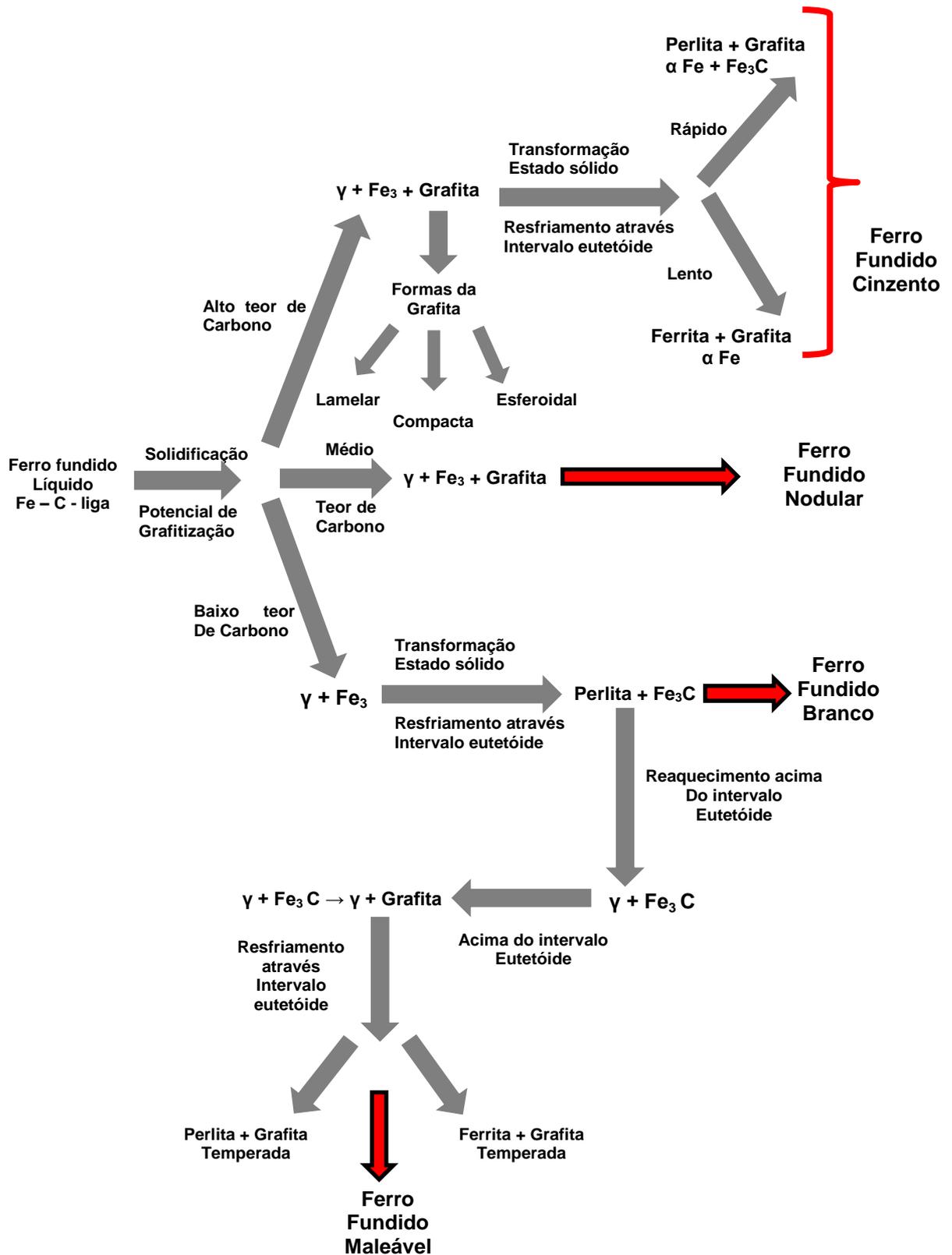


Figura 4 - Ferro Fundido

Fonte: ASM (1996)

### 2.3 Diagrama de Fases Fe-C e Fe-C-Si

A Figura 5 apresenta um diagrama de fases do sistema Fe – Fe<sub>3</sub>C e F-C-Si com uma porcentagem e uma composição típica contendo 3,5% de C, 2,5% de Si, 0,4% de Manganês e 0,04% de Magnésio.

Dois pontos eutéticos decorrentes de equilíbrios estável (formado por austenita e grafita) e metaestável (formado por austenita mais carbetos) são encontrados no diagrama Fe-C. O diagrama de fases binário do Fe-C é semelhante ao diagrama de fases ternário do sistema Fe-C-Si com uma pequena variação nas temperaturas de equilíbrio e no teor de carbono do ponto eutético.

Existem várias observações do diagrama que são relevantes para o estudo do ferro fundido nodular: define a quantidade de carbono em solução em austenita como função da temperatura (praticamente a mesma linha entre Fe-C e Fe-Fe<sub>3</sub>C); define o limite sobre o qual a ferrita (fase  $\alpha$ ) desaparece em cerca de 900 °C; indica que acima de 900 °C a austenita está em equilíbrio metaestável com a grafita e carbetos de ferro, em baixas temperaturas a ferrita está em equilíbrio metaestável com carbeto de ferro e grafita; em cerca de 1120 °C – 1140 °C inicia-se o derretimento dos ferros nodulares (Lesuer, 2004).

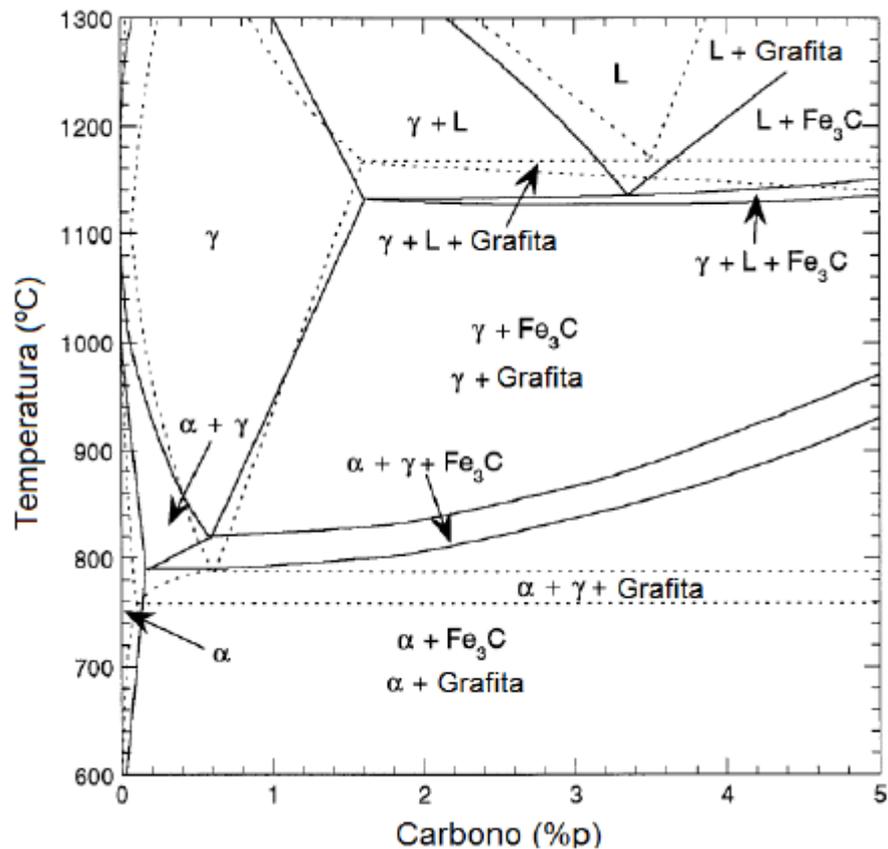
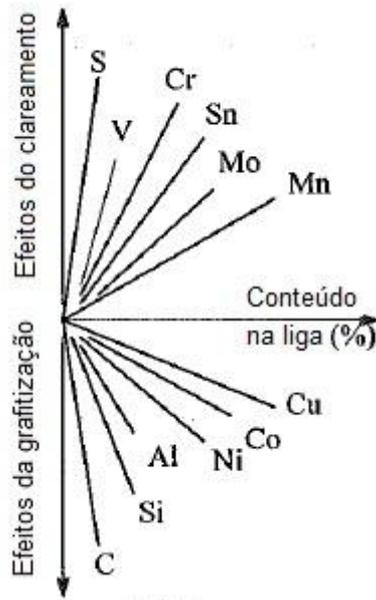


Figura 5 - Diagrama de fases para um sistema Fe-Fe<sub>3</sub>C (em linhas sólidas) e Fe-C-Si (em linhas pontilhadas) – Sistema contendo 2,5% de Si

Fonte: Lesuer, 2004

## 2.4 Efeito da Composição na Microestrutura dos Ferros Fundidos

Existem vários elementos de liga que promovem a formação da grafita. Estes elementos são chamados de elementos de liga de grafitação. Naturalmente o carbono pertence a este grupo, juntamente com Si, Al, Ni, Co e Cu, listados na sequência inversa de seus efeitos de grafitação. Existem também, elementos de liga que estabilizam a cementita e os carbonetos. Estes elementos são chamados de elementos de clareamento, referindo-se à superfície de fratura dos ferros fundidos brancos. Este grupo inclui S, V, Cr, Sn, Mo e Mn, listados na sequência de seu potencial de clareamento da fratura. Os efeitos mencionados dos elementos de liga são ilustrados no, assim chamado, diagrama de Bunyin (Tisza, 2001):



**Figura 6 - Diagrama de Bunyin**

Fonte: Tisza, 2001

O eixo horizontal representa a porcentagem da quantidade de elementos de liga e o vertical, os efeitos de clareamento e grafitação, em suas respectivas direções.

## 2.5 Efeito da Taxa de Resfriamento Sobre a Microestrutura dos Ferros Fundidos

Tão importante quanto a composição, a taxa de resfriamento é um importante fator no controle da solidificação do carbono e na microestrutura final do ferro fundido. Analisando a solidificação das ligas de ferro-carbono é possível identificar um equilíbrio de resfriamento das ligas no sistema estável Fe – C. Isto significa que estas ligas devem conter carbono apenas na forma de grafita livre. Ao mesmo tempo, a significância teórica deste fato implica que o equilíbrio de resfriamento praticamente não pode ser alcançado. É sabido que o tempo requerido pelo processo de difusão aumenta exponencialmente com o decréscimo da temperatura. Portanto, na prática é aceitável que o processo de alta temperatura (principalmente a

solidificação primária do líquido) ocorra de acordo com o sistema estável (Tisza, 2001).

Sob altas taxas de resfriamento, as ligas de ferro-aço cristalizam em um sistema metaestável Fe -  $Fe_3C$ . Sob estas mesmas condições de resfriamento o carbono pode se encontrar quimicamente ligado. Ferros fundidos brancos são produtos da solidificação metaestável.

## 2.6 Tipos de Ferro Fundido

Historicamente, a primeira classificação dos ferros fundidos foi baseada em sua fratura. Dois tipos de ferro foram inicialmente denominados:

- **Ferros brancos:** apresentam uma superfície de fratura branca e cristalina devido à fratura ocorrer ao longo das placas de carboneto de ferro. Isto é resultado da solidificação metaestável.
- **Ferros cinza:** apresentam uma superfície de fratura cinza, devido à fratura ocorrer ao longo das placas de grafita. Isto é resultado da solidificação estável.

Com o advento da metalografia e com o aumento do conhecimento a respeito dos ferros fundidos, outras classificações baseadas em suas características microestruturais tornaram-se possíveis:

- **Forma de grafita:** grafita lamelar, grafita esferoidal (nodular), grafita compactada (vermicular) e nodular austemperado, sendo este resultado de uma reação no estado sólido.
- **Matriz:** ferrítico, perlítico, austenítico, martensítico e bainítico.

Outra classificação comum divide os ferros fundidos em quatro tipos básicos: **ferros fundidos brancos, ferros fundidos cinzentos, ferros fundidos maleáveis e ferros fundidos dúcteis ou nodulares**. A Tabela 1 mostra a classificação dos ferros fundidos pela microestrutura e fratura.

Tabela 1 – Classificação dos ferros fundidos pela designação comercial, microestrutura e fratura

<b>Designação Comercial</b>	<b>Fase Rica em Carbono</b>	<b>Matriz (a)</b>	<b>Fratura</b>	<b>Estrutura Final</b>
Ferro Fundido Cinzento	Grafita lamelar	P	Cinza	Solidificação
Ferro Fundido Nodular	Grafita esferoidal	F, P, A	Cinza Prateada	Solidificação ou Tratamento Térmico
Ferro Fundido de Grafita Compacta	Grafita compacta (vermicular)	F, P	Cinza	Solidificação
Ferro Fundido Branco	Fe <sub>3</sub> C	P, M	Branca	Solidificação e Tratamento térmico (b)
Ferro Fundido Maleável	Grafita livre	F, P	Cinza Prateada	Tratamento Térmico
Ferro Fundido Nodular Austemperado	Grafita esferoidal	At	Cinza Prateada	Tratamento Térmico
(a) F, Ferrita; P, Perlita; A, Austenita; M, Martensita; At, Austemperado (bainita) (b) Ferros fundidos Brancos normalmente não são submetidos a tratamentos térmicos, exceto para alívio de tensão e para continuar a transformação da austenita				

Fonte: ASM, 1996

## **2.7 Ferros Fundidos Nodulares**

Pela definição da ASM (1996) Ferros Fundidos Dúcteis, também conhecidos como Ferro Fundidos Nodulares ou ferros fundidos de grafia esferoidal (o termo internacional é ferro dúctil) é o ferro fundido no qual a grafita é presente em forma de minúsculas esferas (nódulos). No ferro fundido nodular, a grafita eutética separa-se do ferro líquido durante a solidificação, de uma maneira similar na qual a grafita eutética separa-se do ferro fundido cinzento.

Entretanto, devido aos aditivos introduzidos no ferro líquido, a grafita cresce como esferas, ao invés da forma de flocos, características do ferro fundido cinzento. O ferro fundido que apresenta grafita na forma esferoidal é muito mais duro e possui maior alongação que o ferro fundido cinzento ou maleável.

Em aplicações estruturais, a alta resistência e tenacidade dos ferros dúcteis lhes concedem vantagens quando comparados aos ferros cinzentos e maleáveis. Também, devido a este ferro não necessitar de tratamento térmico para produzir nódulos de grafita, ele pode também competir com os ferros maleáveis mesmo necessitando de um processo de derretimento e inoculação.

### **2.7.1 Características Gerais dos Ferros Fundidos Nodulares**

Como visto na Tabela 2, a composição do ferro fundido nodular difere da do ferro fundido cinzento e maleável. Todos os ferros fundidos podem ser fundidos em cadinhos, fornos de arco elétrico ou fornos de indução. Os ferros fundidos dúcteis, quando em estado líquido, apresentam alta fluidez, alta moldabilidade, porém alta tensão superficial. As areias e equipamentos de moldagem utilizados devem apresentar altas densidades e boa troca térmica.

Tabela 2 – Faixa típica de composição para os ferros fundidos

Ferro	Composição (%)										
	CT	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S	Ce	Mg
Ferro Fundido Cinzento	3,25 - 3,50	0,50-0,90	1,80-2,30	0,05-0,45	0,05-0,20	0,05-0,10	0,15-0,40	0,12 max	0,15 max		
Ferro Fundido Maleável	2,45-2,55	0,35-0,55	1,40-1,50	0,04-0,07	0,05-0,30	0,03-0,10	0,03-0,40	0,03 max	0,05-0,07		
Ferro Fundido Nodular	3,60-3,80	0,15-1,00	1,80-2,80	0,03-0,07	0,05-0,20	0,01-0,10	0,15-1,0	0,03 max	0,002 max	0,005-0,20 (b)	0,03-0,06

(a) CT, carbono total. (b) opcional

Fonte: ASM,1996

### 2.7.1.1 Solidificação e Características de Encolhimento

A formação da grafita durante a solidificação causa um contínuo aumento de volume, o que pode contrabalançar a perda de volume ocorrida na mudança de fase líquida para a sólida. Os ferros fundidos nodulares tipicamente requerem somente o uso mínimo de alívios no molde, para compensar a contração durante o processo de solidificação e resfriamento. A vida útil do molde é maior que a dos demais aços fundidos ou ferros fundidos maleáveis, porém, não maior que a dos ferros fundidos cinzentos. Quanto ao encolhimento sofrido durante o processo de esfriamento e solidificação, é menor quando comparado aos demais ferros fundidos.

Tabela 3 – Porcentagem de encolhimento dos ferros fundidos durante a solidificação

Tipos dos ferros fundidos	Encolhimento (%)
Ferro Nodular	0 – 0,7
Ferro Cinzento	1,0
Ferro Maleável	1,0
Ferro Branco	2,0

Fonte: ASM,1996

### 2.7.1.2 Formação de Grafita (Inoculação) ou Carbonetos e nodularização

A solidificação, como qualquer transformação de fase, exige certo afastamento das condições de equilíbrio para que a transformação tenha início, devido aos gastos de energia que o processo de nucleação exige (Guesser, 2009).

Nos ferros fundidos, existe uma complicação adicional na solidificação: em vez de se formar grafita, existe a possibilidade de se formar a cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), fase de alta dureza que tem profundo efeito sobre a usinabilidade. Assim denomina-se de transformação eutética estável a reação:



E transformação eutética metaestável a reação:



Nesta fase, a temperatura eutética estável é maior que a temperatura eutética metaestável e os elementos de liga podem aumentar a distância entre as temperaturas (Si) ou aproximá-las (Cr), sendo considerados elementos grafitizantes ou formadores de carbonetos, respectivamente. A velocidade de resfriamento também tem efeito sobre a tendência à formação de carbonetos.

A ferramenta mais eficaz para evitar a formação de carbonetos é a inoculação, ou seja, a introdução de aditivos especiais (inoculantes) que formam partículas sobre as quais a grafita pode precipitar. A inoculação diminui o afastamento do equilíbrio (super-resfriamento), diminuindo o risco da temperatura do líquido situar-se abaixo da temperatura eutética metaestável (abaixo da qual poderia formar cementita) (Guesser, 2009).

Além do magnésio, outros elementos de liga como o cério, cálcio, lítio, bismuto, sódio, selênio, zinco, bário, estrôncio, neodímio, alumínio, silício e telúrio podem promover a formação de nódulos de grafita em ligas Fe-C-Si. Comercialmente, os mais utilizados são magnésio, cério e cálcio.

## **2.7.2 Efeitos da Microestrutura sobre as Propriedades**

### **2.7.2.1 Grafita**

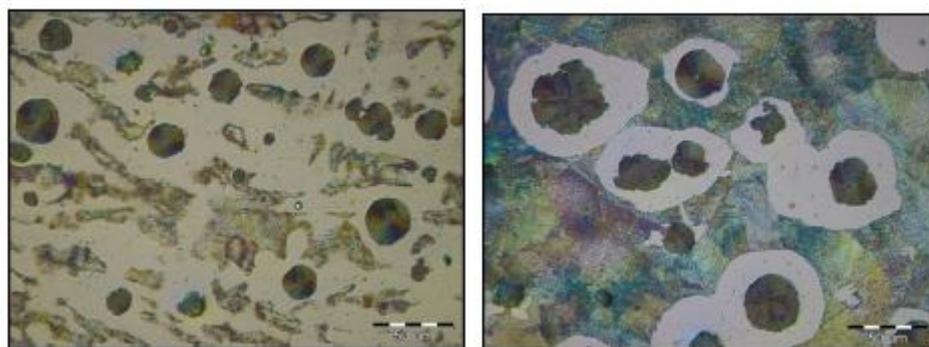
A presença de grafita na microestrutura dos ferros fundidos nodulares, na forma de nódulos esferoidais causada pela adição de magnésio, cério ou cálcio ao ferro líquido deve-se ao fato de que estes elementos funcionam como fortes desoxidantes e dessulfurantes, removendo assim o oxigênio e enxofre da solução. Isto altera as energias internas favorecendo o crescimento da grafita (Guesser, 2009). Formas intermediárias da grafita, entre uma forma nodular real e uma forma laminar produzem propriedades mecânicas inferiores, em comparação à grafita nodular real.

O tamanho e uniformidade da distribuição dos nódulos de grafita também influenciam nas propriedades, porém, em um grau menor que a forma. Pequenos números de nódulos são normalmente acompanhados de propriedades de alta resistência e tendem a reduzir a probabilidade de problemas de resfriamento em secções finas ou cantos.

A composição do ferro fundido dúctil pode ser convertida numa composição de ferro de grafita compacta. Pequenas alterações na composição produzem uma microestrutura com um teor de grafita esferoidal variando de 5 a 20% (ASM, 1996).

### **2.7.2.2 Estrutura e Propriedades da Grafita**

A quantidade e forma da grafita nos ferros fundidos nodulares são determinadas durante a solidificação e não podem ser alteradas posteriormente com o uso de tratamentos térmicos. Todas as propriedades físicas e mecânicas desta classe de material são decorrentes do grafite na forma de nódulos esferoidais. Qualquer desvio desta forma acarreta em mudanças de propriedades. A Figura 7 mostra um exemplo de microestrutura do ferro fundido com os nódulos de grafita.



**Figura 7 - Microestrutura do Ferro Fundido Nodular e Nódulos de grafita**

Fonte: Pereira, 2013

Todas as propriedades relativas ao alongamento e ductilidade decrescem proporcionalmente com o aumento da quantidade de grafita não nodular, e aquelas relacionadas às falhas, como resistência à tração e resistência à fadiga são mais afetadas por pequenas variações na grafita, do que as propriedades que não envolvem falha.

A forma da grafita não nodular é importante porque os flocos finos da grafita nas arestas tem um maior efeito adverso sobre as propriedades de resistência quando comparados com as formas compactas em cantos arredondados. Por esta razão, a estimativa visual da porcentagem de nodularidade é somente um guia superficial das propriedades. A forma da grafita também afeta o módulo de elasticidade, o que pode ser medido por uma frequência de ressonância ou medições de velocidade ultrassônicas, sendo tais medições, um bom guia da nodularidade e seus efeitos em outras propriedades. Um baixo percentual de nodularidade também reduz a resistência à fadiga, aumenta a capacidade de amortecimento, aumenta a condutividade térmica e reduz a resistividade elétrica.

A presença de grafita entre 8 a 11% do volume proporciona tanto lubrificação pelo grafite como retenção de óleo, essencial em algumas aplicações, conferindo boas propriedades em relação à resistência ao desgaste. Em testes de desgastes erosivos, um significativo aumento de resistência ao desgaste foi obtido com a presença de molibdênio em quantidade superior a 0,5%. Outras investigações confirmam que o endurecimento da matriz através de uma têmpera isotérmica reduz o desgaste abrasivo (ASM, 1996).

### **2.7.2.3 Grau de nodularidade**

Como descrito por Manenti (2016), o grau de nodularidade e a quantidade de nódulos são fatores importantes nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares. A nodularidade representa o quanto os nódulos são esféricos, sendo que critérios de qualidade determinam níveis mínimos de 80%.

Durante a solidificação, o aumento da espessura da secção acarreta a diminuição da velocidade de resfriamento, fazendo com que os nódulos de grafita do centro se tornem maiores. Já a maior taxa de resfriamento da superfície, faz com que nessa região os nódulos sejam menores, porém em maiores quantidades (Guesser, 2009).

Não apenas a taxa de solidificação, mas também a inoculação e composição química afetam os tamanhos dos nódulos. Altos teores de silício e carbono e uma taxa de solidificação lenta tendem a formar nódulos maiores. Em contrapartida, uma inoculação mais eficiente tende a formar nódulos menores (Manenti, 2016).

## 2.8 Boretação

### 2.8.1 Boretação Termoquímica

Boretação é um tratamento termoquímico de difusão superficial, no qual átomos de boro são difundidos na superfície de trabalho da peça formando boretos com a material base, podendo ser aplicados a uma vasta gama de materiais incluindo ferros fundidos e aços. O processo de boretação é utilizado quando o controle de atrito e desgaste são preocupações primárias. Os tratamentos de difusão térmica de compostos de boro, usados para formar boretos de ferro, normalmente requerem processos com temperaturas variando de 700 à 1000 °C, tanto no meio gasoso como no sólido. Os átomos de boro, devido ao seu tamanho reduzido e sua boa mobilidade, podem difundir-se facilmente nas ligas ferrosas, formando fases intermetálicas FeB e Fe<sub>2</sub>B (Shyrokov, 2004). Átomos de boro, em geral, alojam-se nos interstícios do ferro. Dependendo da temperatura do processo, composição química do substrato do material, potencial e tempo de boretação, fases simples Fe<sub>2</sub>B ou fases duplas intermetálicas (Fe<sub>2</sub>B e FeB), são obtidas por meio da difusão dos átomos de boro. A grande vantagem do processo de boretação em ligas metálicas é a possibilidade de aumento de dureza da superfície com um baixo coeficiente de atrito (Allaoui, 2006).

A boretação, que é realizada em altas temperaturas, é um processo que consome muito tempo, logo, a seleção dos parâmetros do processo é importante, a fim de atingir a espessura e dureza desejadas nas camadas de boreto (Genela, 2002).

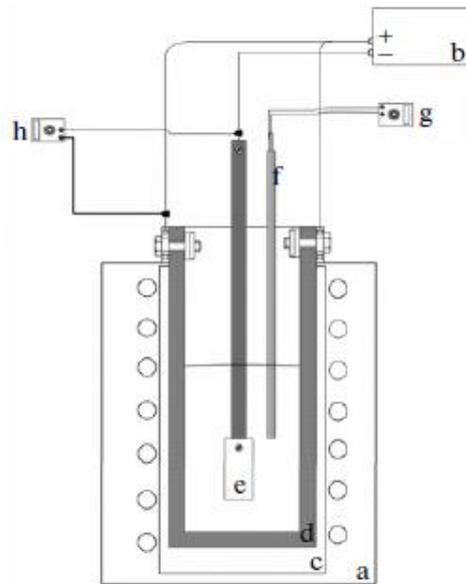
O processo consiste em dois tipos de reações: a primeira reação ocorre entre o meio boretante e a superfície do material tratado, nucleando uma fina camada superficial de partículas de boretos que crescerá dependendo das condições de temperatura e tempo. A segunda reação envolve a difusão do boro no substrato, alojando-se na região subsequente a camada superficial. A espessura da camada difundida é determinada pela concentração de boro no meio, pelo tempo e temperatura do processo. Os elementos de liga e o substrato também influenciam na

espessura da camada boretada. A boretação pode ser realizada em meio, sólido, líquido gasoso, leito fluidizado e plasma (Shyrokov, 2004).

### **2.8.2 Boretação Eletroquímica**

Como uma alternativa para o processo convencional de boretação tem-se a boretação eletroquímica, onde é possível uma rápida taxa de crescimento das camadas de boreto. Através do processo de boretação eletroquímica, comprova-se que a taxa de crescimento dos boretos de titânio é maior quando comparada ao método tradicional (Kartal, 2013). O estudo em questão foi tomado como base para realização da boretação eletroquímica, por apresentar os efeitos de parâmetros como densidade da corrente e temperatura do eletrólito examinados de uma maneira sistemática, avaliando os aspectos químicos, morfológicos e espessuras das camadas boretadas. O experimento de boretação eletroquímica foi conduzido em amostras de titânio, que apresentaram a formação de fases TiB e TiB<sub>2</sub>, com uma densidade de corrente variando de 50 a 700 mA/cm<sup>2</sup>, com tempos variando de 1 minuto à 4 h e temperaturas entre 900 a 1200 °C. O eletrólito base composto de bórax contendo 15% de carbonato de sódio (Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>) e 85% de bórax (Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>).

No estudo do processo eletroquímico realizado por Kartal, utilizou-se um forno de alta frequência para aquecimento do eletrólito (a), uma fonte de corrente de precisão de ± 0,001 mA (b), um cadinho protetor de alumina (c), um cadinho de grafita atuando como ânodo (d), a peça a ser boretada, como cátodo (e), um termopar para medição da temperatura, protegido por um tubo de alumina (f) e dois multímetros para medições de temperatura e corrente, (g) e (h), conforme mostrado na Figura 8.



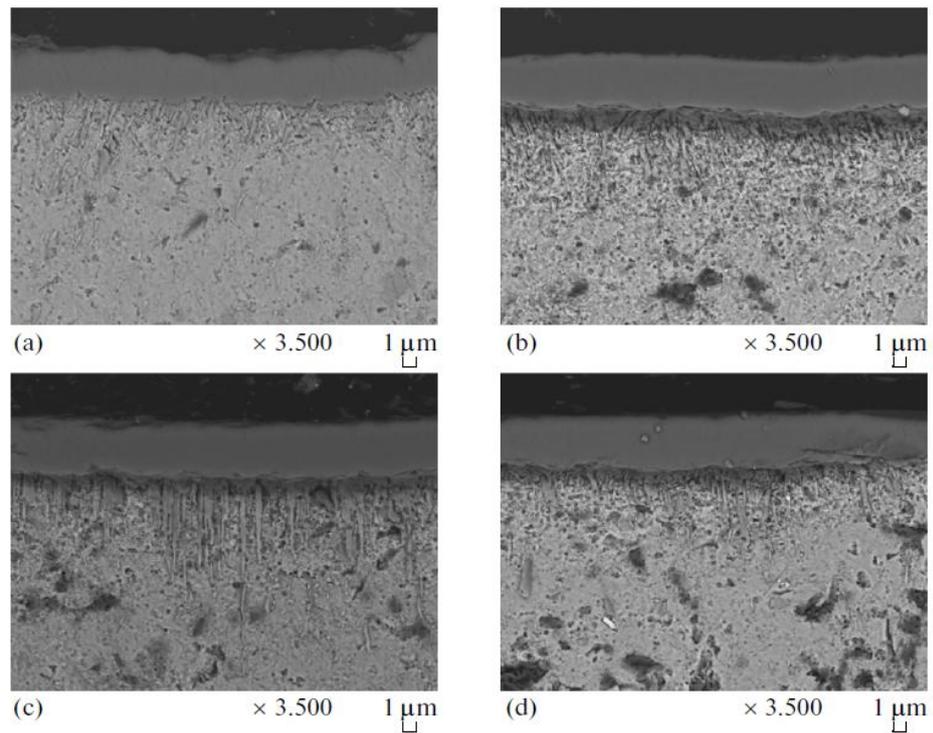
**Figura 8 - Desenho esquemático do dispositivo de boretção eletroquímica**

Fonte: G. Kartal, 2013

### **2.8.2.1 Efeitos da Corrente**

Contrariamente aos processos convencionais de boretção onde a redução dos óxidos de boro é conseguida através da redução de agentes químicos, no processo eletroquímico, a redução desses óxidos é conseguida através da polarização catódica do substrato. No sistema eletroquímico, a magnitude da corrente aplicada é o parâmetro principal para a determinação da espessura da camada formada. De acordo com a primeira lei de Faraday, a quantidade da decomposição eletroquímica é proporcional à quantidade de energia transmitida ao eletrodo no processo, portanto a quantidade de boro reduzida e, conseqüentemente, a espessura da camada boretada são funções da corrente aplicada. Para a determinação da influência da densidade da corrente foram conduzidos experimentos com uma temperatura e tempo fixos em 1000 °C e 30min, respectivamente. O fator variou de 50 a 700 mA/cm<sup>2</sup> (Kartal, 2013).

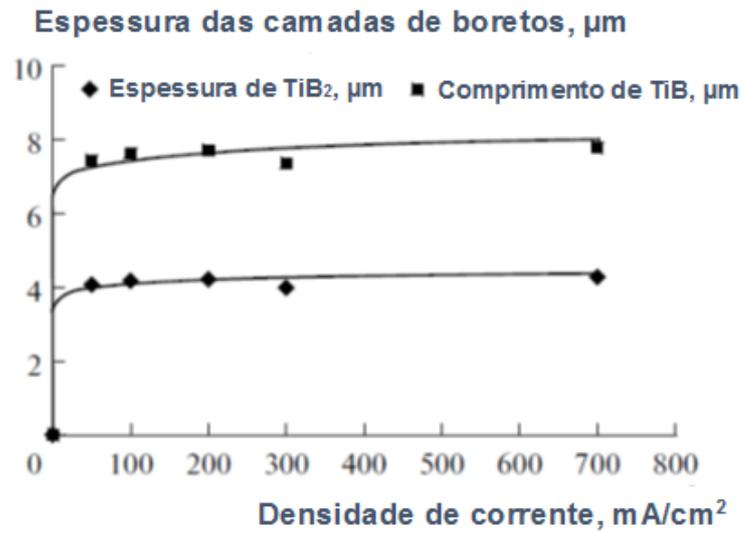
As imagens da Figura 9 mostram a secção transversal dos boretos de titânio em diversas densidades de corrente, mostrando uma morfologia uniforme das camadas boretadas, em todas as condições.



**Figura 9 - Secção transversal das camadas de boretos de titânio em diferentes densidades de corrente: (a) 50 mA/cm<sup>2</sup>, (b) 100 mA/cm<sup>2</sup>, (c) 200 mA/cm<sup>2</sup>, (d) 700 mA/cm<sup>2</sup>**

Fonte: G. Kartal, 2013

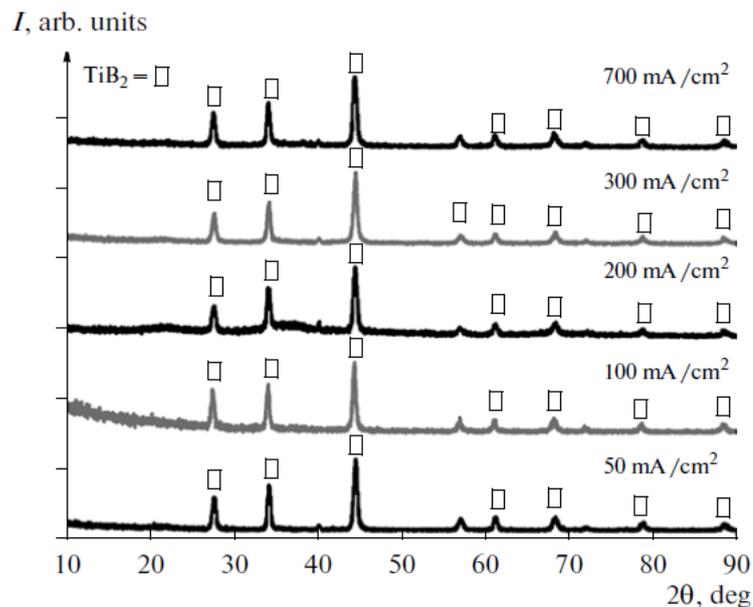
Como observado na Figura 10, com uma corrente relativamente baixa, de 50 mA/cm<sup>2</sup>, foi possível observar o crescimento de uma compacta camada de TiB<sub>2</sub>. A espessura final da camada não foi sofreu alterações significativas a partir de uma densidade de corrente superior a 100 mA/cm<sup>2</sup>, sendo este fator explicado pela limitação do efeito de difusão do boro no substrato.



**Figura 10 - Variação da espessura da camada boretada em função da densidade de corrente aplicada**

Fonte: G. Kartal, 2013

O resultado da análise de difração de Raios-X das superfícies boretadas em diferentes densidades de corrente é mostrado na Figura 11. Picos de TiB<sub>2</sub> foram detectados em todas as densidades de corrente aplicadas.



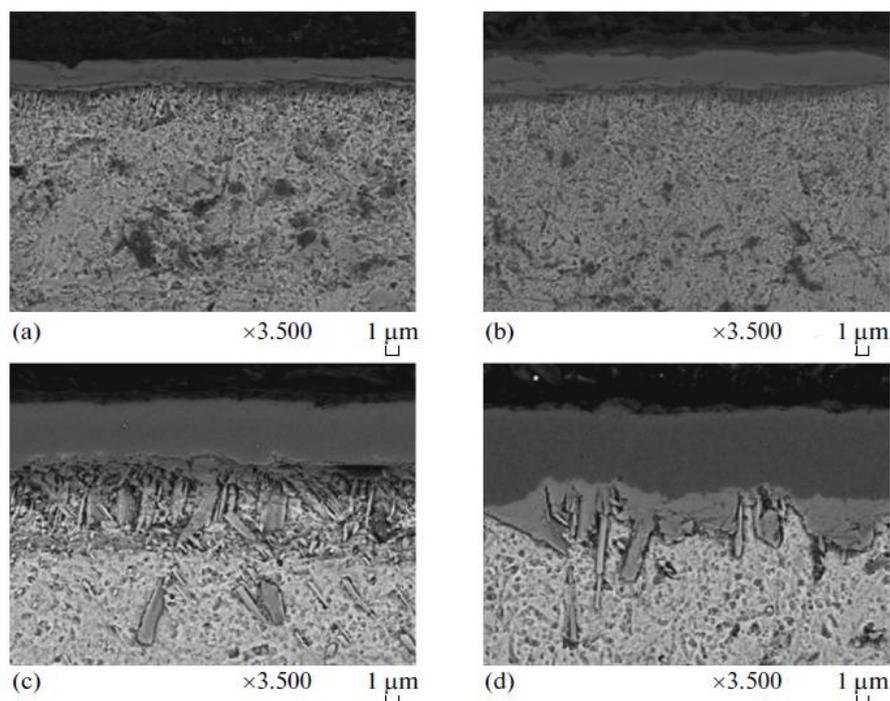
**Figura 11 - Padrão da difração de raios-X das camadas boretadas em diferentes densidades de corrente**

Fonte: G. Kartal, 2013

### 2.8.2.2 Efeitos da Temperatura do Eletrólito

Como a boretação é baseada no processo de difusão, a temperatura do processo é um fator importante a ser considerado. Com o objetivo de determinar sua influência no processo, o estudo de Kartal foi conduzido de maneira sistemática com uma metodologia semelhante à anterior, com tempo de boretação e densidade de corrente fixos em 30 min e  $300 \text{ mA/cm}^2$  e temperatura variando de 900 a 1200 °C.

A imagem da Figura 12 (a - d), que mostra a secção transversal dos boretos de titânio formados em diversas temperaturas, evidencia que a variação da temperatura causa efeitos na espessura das camadas  $\text{TiB}_2$  e na morfologia da estrutura  $\text{TiB}$ . O crescimento da fase  $\text{TiB}_2$  foi promovido com o aumento da temperatura, como esperado. O aumento da temperatura de 900 °C para 1200 °C resultou em um aumento de 5  $\mu\text{m}$  na espessura da camada  $\text{TiB}_2$ . Nesta imagem, também se observa que a temperatura de boretação exerce uma influência apreciável sobre a morfologia da fase  $\text{TiB}$  fibrosa. A fibra  $\text{TiB}$  formada a 900 °C começa a engrossar a 1100 °C e eventualmente é convertida em praticamente uma fina camada, a 1200 °C.



**Figura 12 - Seção transversal das camadas de boretos formadas no substrato de titânio em diferentes temperaturas: (a) 900 °C, (b) 1000 °C, (c) 1100 °C, (d) 1200 °C**

Fonte: G. Kartal, 2013

A relação média da profundidade de penetração da fase fibrosa TiB com a espessura da camada TiB<sub>2</sub> (d/w) diminui com o aumento da temperatura (Figura 13). Através do aumento da temperatura de boretação é possível atingir níveis de energia requeridos para aumentar a difusão do boro. A variação da espessura da camada TiB<sub>2</sub> e a profundidade de penetração da fase fibrosa TiB (“whiskers”), em função da temperatura, revelou uma correlação linear entre a espessura e temperatura, sendo este, um resultado esperado por se tratar de um processo de difusão.

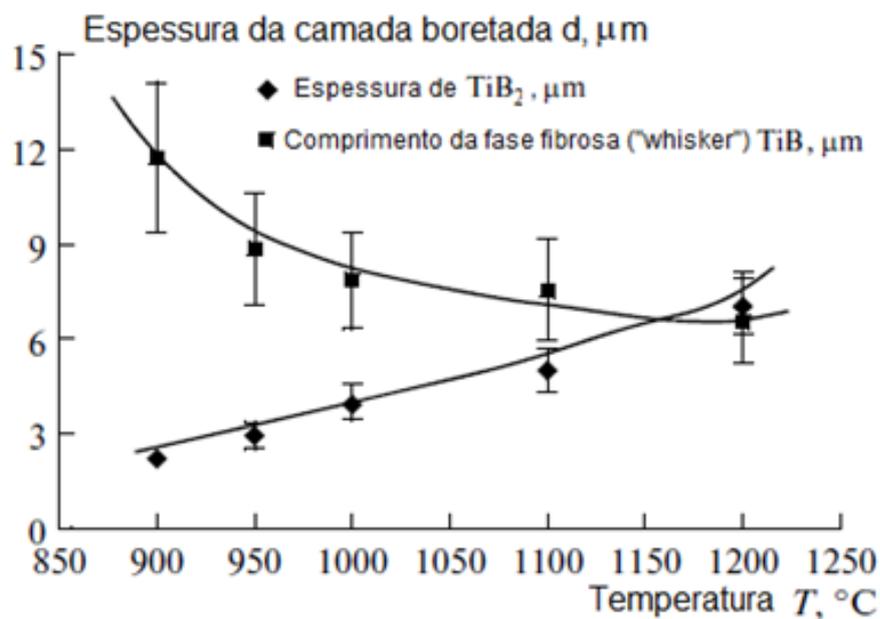


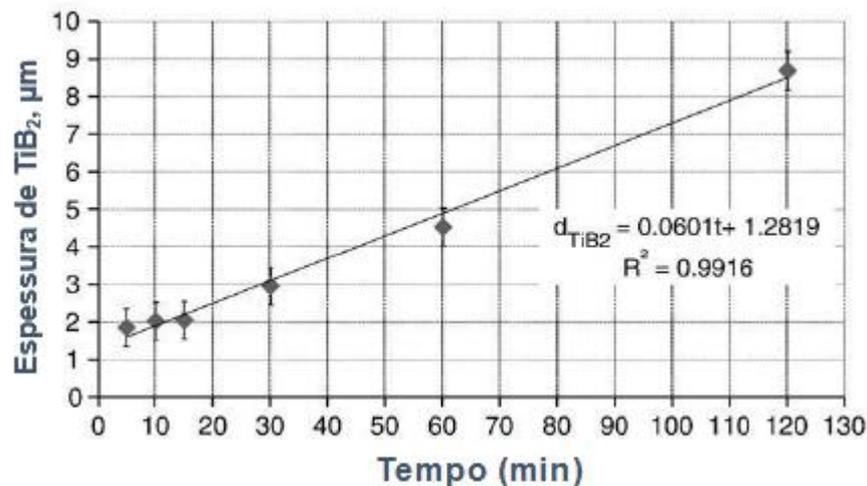
Figura 13 - Variação da espessura da camada boretada em função da temperatura do processo  
 Fonte: G. Kartal, 2013

### 2.8.2.3 Efeitos do Tempo do Processo Eletroquímico

O efeito do tempo do processo eletroquímico foi estudado através de uma metodologia semelhante aos efeitos da temperatura e densidade de corrente. Desta vez fixando-se a densidade de corrente em 200 mA/cm<sup>2</sup> e a temperatura de boretação em 950°C, variando-se o tempo de 1 a 270 minutos. A espessura da fase

TiB<sub>2</sub> e a profundidade de penetração da fase TiB também foram verificadas para todos os tempos.

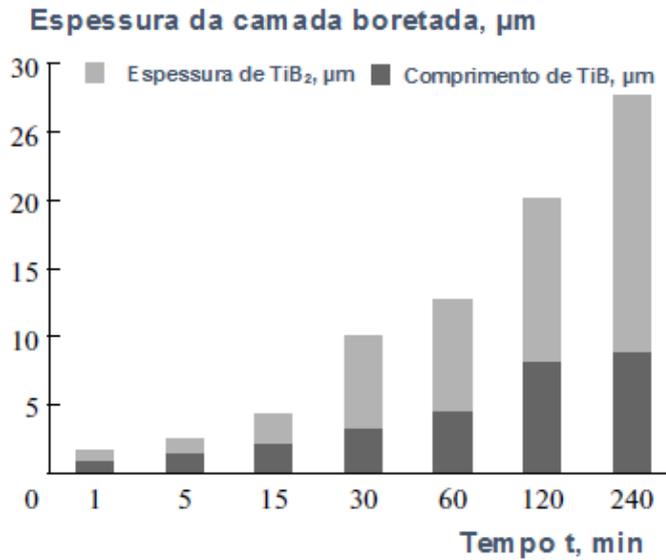
Uma comparação de resultados do estudo (Kartal, 2013) com o (Kartal, 2010), segundo a mesma sistemática, evidenciam a repetibilidade dos resultados. Como esperado, a espessura da camada boretada aumenta com o aumento do tempo do processo. Na progressão do crescimento da camada TiB<sub>2</sub>, mostrada na Figura 14, mesmo com um curto tempo de boretção de 5 minutos, é possível observar um crescimento de 1,85 μm na espessura da camada TiB<sub>2</sub>. A espessura desta camada alcança 8,5 μm após 2 horas de tratamento (Kartal, 2010). Outra interessante observação morfológica no substrato de titânio é a formação da fase fibrosa TiB abrangendo uma grande profundidade.



**Figura 14 - Progressão de crescimento da camada TiB<sub>2</sub> em função do tempo**

Fonte: G. Kartal, 2013

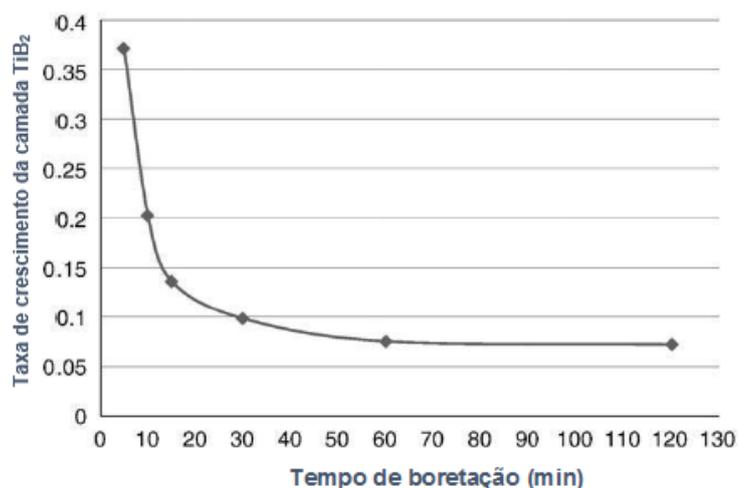
A influência do tempo na camada boretada final são apresentadas na Figura 15 onde a espessura da fase TiB<sub>2</sub> e a profundidade de penetração da fase TiB são demonstradas separadamente. A duração do tempo de boretção apresenta uma contribuição positiva no crescimento de ambas as fases. Após 4 horas de boretção, uma espessura de 8,7 μm da camada TiB<sub>2</sub> é alcançada ao passo que a profundidade da fase TiB atinge 30 μm.



**Figura 15 - Variação das espessuras das camadas boretadas com o tempo (200 mA/cm<sup>2</sup>, 950 °C)**

Fonte: G. Kartal, 2013

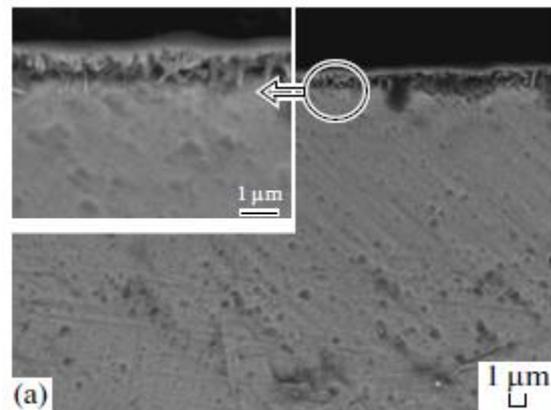
No início do processo, a taxa de formação da fase TiB<sub>2</sub> é muito rápida e nos primeiros minutos apresenta uma relação linear com tempo. Entretanto, após a primeira hora, a taxa de crescimento torna-se constante, devido ao processo de difusão. Na Figura 16, a curva exponencial de formação da camada boretada também revela que a absorção do boro na superfície é a etapa limitante da difusão do mesmo no substrato, limitando, conseqüentemente, o crescimento da camada boretada.



**Figura 16 - Decaimento exponencial de crescimento da camada TiB<sub>2</sub> em função do tempo de boretção**

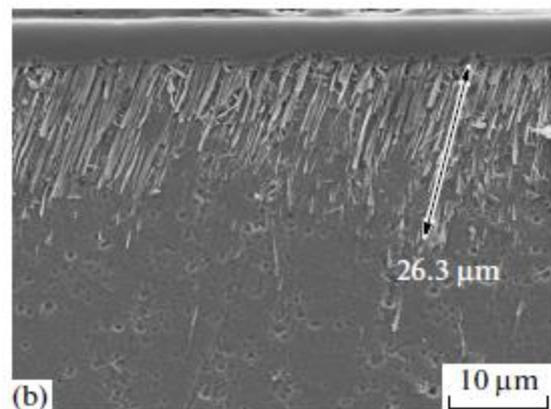
Fonte: G. Kartal, 20123

A imagem da seção transversal da camada boretada (Figura 17), após 1 minuto de processo, mostra que é possível, mesmo em um curto intervalo de tempo, o crescimento de uma contínua e homogênea camada  $TiB_2$  e uma camada fibrosa  $TiB$  mais abaixo. Na Figura 18, o aumento da duração do processo acarreta em uma espessa e densa camada  $TiB_2$  no topo e um crescimento mais profundo da fase  $TiB$ .



**Figura 17 - Camada boretada após 1 minuto de processo ( $200 \text{ mA/cm}^2$ ,  $950 \text{ }^\circ\text{C}$ )**

Fonte: G. Kartal, 2013



**Figura 18 - Camada boretada após 4 horas de processo ( $200 \text{ mA/cm}^2$ ,  $950 \text{ }^\circ\text{C}$ )**

Fonte: G. Kartal, 2012

### 2.8.3 Difusão do Boro e Formação das Fases FeB e Fe<sub>2</sub>B

Em todos os processos de boretação, os átomos de boro são extraídos de um meio rico em boro e depositados na superfície dos substratos (a serem boretados).

De acordo com o diagrama de equilíbrio de fases Ferro – Boro (Figura 19), a difusão do boro no retículo cristalino conduz à formação de dois tipos de fases: FeB e Fe<sub>2</sub>B (Allaoui, 2006). A taxa de crescimento da camada de boro apresenta um comportamento de acordo com a equação:

$$d^2 = K t \quad (1)$$

onde d é a espessura da camada boretada, K é a constante da taxa de crescimento e t é a duração do processo. A constante K depende da difusão do boro e da temperatura, de acordo com a equação:

$$K = K_0 \exp \frac{-Q}{RT} \quad (2)$$

onde K<sub>0</sub> é a pré-exponencial constante, Q é a energia de ativação, T é a temperatura e R é a constante universal dos gases (Systa, 2011)

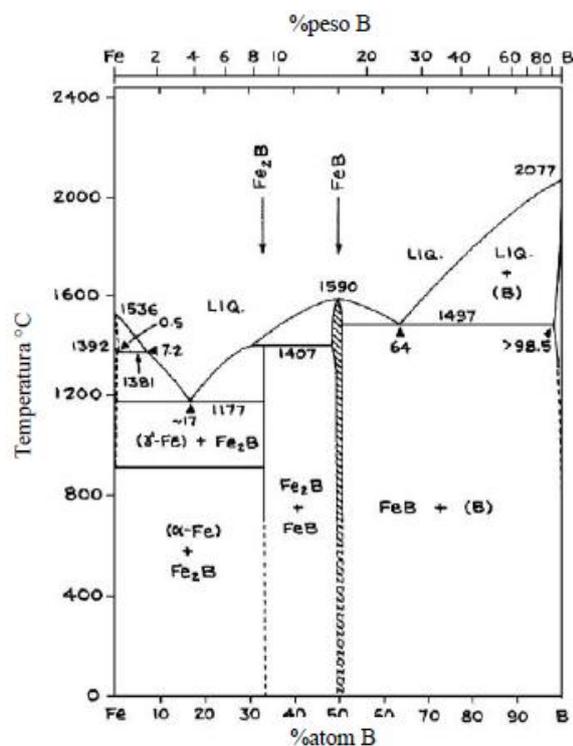


Figura 19 - Diagrama de equilíbrio de Fases Fe-B

Fonte: Allaoui, 2006

A espessura e a proporção de cada fase formada dependem da composição química do ambiente de boretção, da temperatura e da duração do tratamento. Desta forma a camada de boretos obtida pode ser de uma única fase ( $\text{Fe}_2\text{B}$ ) ou de duas fases ( $\text{FeB}$  e  $\text{Fe}_2\text{B}$ ). A camada de duas fases pode atingir uma espessura de 200  $\mu\text{m}$  e consiste em uma camada externa  $\text{FeB}$  e uma interna  $\text{Fe}_2\text{B}$ . Normalmente, a formação de apenas a fase interna  $\text{Fe}_2\text{B}$  é preferida em detrimento às duas fases por duas razões principais: a fragilidade da fase  $\text{FeB}$  e a grande diferença entre os coeficientes de expansão das duas fases. Comparando as camadas, a fase  $\text{FeB}$  possui um coeficiente de dilatação térmica de  $23 \times 10^{-6} \text{ }^\circ \text{C}^{-1}$  para temperaturas entre 200 e  $600^\circ\text{C}$  enquanto a fase  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,  $7,85 \times 10^{-6} \text{ }^\circ \text{C}^{-1}$ , para o mesmo intervalo de temperatura (Allaoui, 2006). A Tabela 4 mostra algumas diferenças de propriedades entre as fases.

Tabela 4 – Diferença de propriedades entre as fases  $\text{FeB}$  e  $\text{Fe}_2\text{B}$

Propriedade	Fase	
	$\text{FeB}$	$\text{Fe}_2\text{B}$
Microdureza Vickers (GPa)	19 a 21	18 a 20
Densidade ( $\text{g/cm}^3$ )	6,75	7,43
Módulo de Elasticidade (GPa)	590	285 a 295
Estrutura Cristalina	Ortorrômbica com 4 átomos de ferro e 4 átomos de boro por célula unitária	Tetragonal de corpo centrado com 12 átomos por célula unitária
Parâmetros de Rede	$a=4,053$ , $b=5,495$ e $c=2,946\text{Å}$	$a=5,078$ e $c=4,249\text{Å}$

Fonte: ASM International, 1991

O crescimento dinâmico das camadas de boreto podem ser descritos em 3 diferentes subsequentes estágios. Durante o primeiro estágio cristais de  $\text{Fe}_2\text{B}$  (o primeiro produto a se formar) crescem na superfície do metal até sua completa cobertura. Durante o segundo estágio significantes amostras de cristais de  $\text{Fe}_2\text{B}$  se formam e crescem em direção da parte interna do metal. Durante o terceiro estágio todos os cristais  $\text{Fe}_2\text{B}$  se formam e assumem uma orientação cristalográfica. Finalmente ocorre o crescimento da fase  $\text{FeB}$  em uma camada imediatamente superior à fase  $\text{Fe}_2\text{B}$  (Palombarini, 2004).

### 2.8.3.1 Cobertura da superfície do metal (estágio 1 de crescimento)

Quando o ferro é mantido em contato com um baixo potencial de boro, a reação produz o crescimento em uma taxa baixa, porém, suficiente para que possa ser observado. A Figura 20 e a Figura 21 mostram a morfologia de uma amostra de ferro tratada a 850 °C e um tempo menor que 1 hora utilizando como agente boretante o composto  $B_4C$ . No início do estágio de crescimento, cristais de  $Fe_2B$  crescem em direções radiais dando início à formação de zonas de contato entre a superfície do metal e as partículas de  $B_4C$  (Figura 20), alongando-se na superfície do metal base (Figura 21).

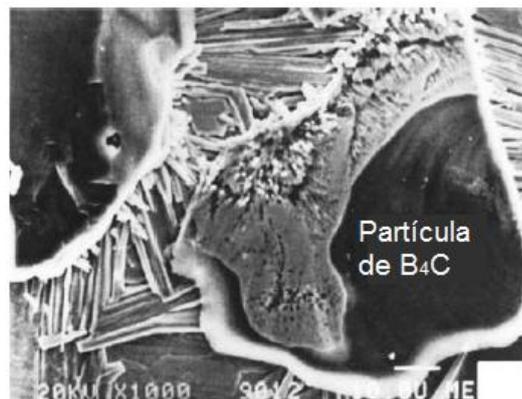


Figura 20 - Cristais de  $B_4C$  (área escura) e cristais de  $Fe_2B$  crescendo sobre a superfície da metal base

Fonte: Palombarini, 2004

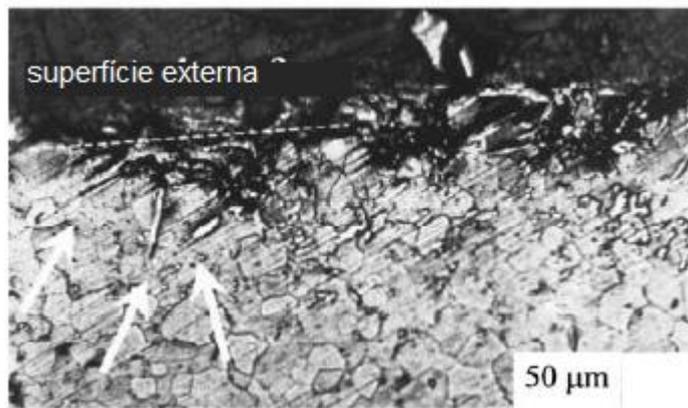


Figura 21 - Detalhes dos cristais de  $Fe_2B$

Fonte: Palombarini, 2004

Esta característica pode ser explicada considerando-se que apenas ocorrem reações em estado sólido e, conseqüentemente, a ativação do boro se dá apenas nas zonas de contato entre a superfície do metal e as partículas de  $B_4C$ . Cristais de  $Fe_2B$  preferencialmente crescem ao longo da direção cristalográfica [001], sendo esta a direção que apresenta menor distância entre a vizinhança de átomos de boro e conseqüentemente constitui o caminho mais fácil para a difusão dos átomos de boro. Finalmente, o crescimento das agulhas de  $Fe_2B$  na superfície do material encontra um mínimo de resistência do metal base, devido a um considerável aumento de volume associado com a transformação de Fe em  $Fe_2B$ . Este tipo de crescimento conduz a formação da primeira camada com diferentes orientações de cristais.

Durante o primeiro estágio de crescimento, algumas agulhas de  $Fe_2B$  também podem crescer dentro do substrato ao longo de diferentes direções, como mostrado na Figura 22.



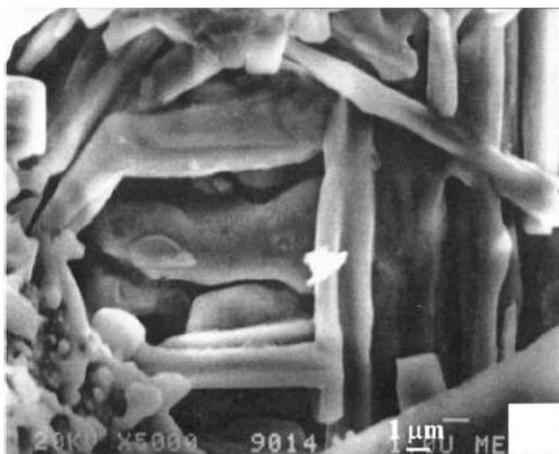
**Figura 22 - Cristais de  $Fe_2B$  crescendo no substrato**

Fonte: Palombarini, 2004

A grande disponibilidade de energia armazenada torna estas regiões mais reativas, ou seja, locais de mais fácil crescimento para o boreto de ferro. No entanto, seu crescimento no interior do metal é limitado pela baixa quantidade de boro ativo difundido do revestimento (formado anteriormente) em direção a “agulha” (Martini, 2004).

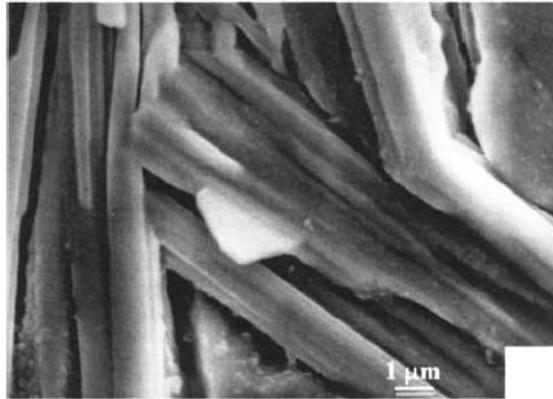
### 2.8.3.2 Crescimento dos cristais $Fe_2B$ dentro do metal (estágio 2 de crescimento)

O crescimento dos cristais de  $Fe_2B$  dentro do metal ocorre predominantemente neste estágio. Apenas esta fase de revestimento cresce na mesma temperatura usando um meio com potencial de boretação intermediário. Nela, os boretos crescem perto da interface do metal. No entanto, o segundo estágio de crescimento  $Fe_2B$  é caracterizado pela transição do exterior para o interior, de uma região fina e mecanicamente inconsistente de cristais que são aleatoriamente orientadas ou localmente orientadas [110] ou [200], a uma transição interna, espessa, compacta e com cristais orientados [002]. Como a superfície do metal é coberta pelos produtos desta reação, há o aumento do número de cristais (com cada um crescendo sobre a superfície do metal ao longo do eixo [001], e mantendo-se em contato com cristais adjacentes e não paralelos que proporcionam forte estresse mecânico. Devido a estes obstáculos, alguns cristais param o crescimento (Figura 23), enquanto outros só podem continuar o crescimento após mudarem a direção em relação ao metal base (Figura 24) (Martini, 2004).



**Figura 23 - Cristais de  $Fe_2B$  forçados a parar o crescimento**

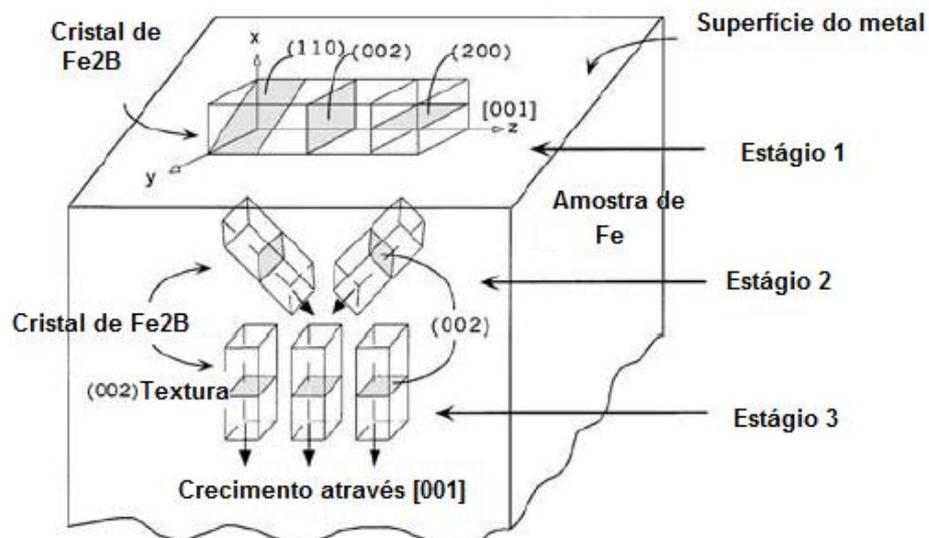
Fonte: Palombarini, 2004



**Figura 24 - Cristais de Fe<sub>2</sub>B forçados a mudar de direção de crescimento devido aos contatos adjacentes com outros cristais**

Fonte: Palombarini, 2004

Neste estágio, um aumento do número de cristais é forçado a crescer dentro do metal em seu eixo mais fácil de crescimento (001) não paralelo à superfície. Além disso, o crescimento de agulhas de boreto dentro do metal é favorecido pelo fato de que a quantidade de boro consumida pelos cristais crescendo na superfície diminui, e conseqüentemente mais boro pode ser difundido para dentro (Martini, 2004). A Figura 25 mostra uma representação dos estágios de crescimento da fase Fe<sub>2</sub>B.



**Figura 25 - Representação esquemática dos estágios de crescimento Fe<sub>2</sub>B**

Fonte: Martini, 2004

### **2.8.3.3 Estabilização de uma forte camada (002) de $Fe_2B$ (estágio 3 de crescimento)**

Durante o segundo estágio muitos cristais de  $Fe_2B$  que crescem em diferentes direções podem ficar em contato uns com os outros dificultando, entre si mesmos, o crescimento. Conseqüentemente, um aumento do número de cristais é forçado a ocorrer em uma direção de menor resistência. No entanto, um terceiro estágio de crescimento ocorre quando todas as agulhas de boretos tendem a crescer perpendicularmente na superfície externa (estágio 3). Isto explica completamente a formação dos cristais  $Fe_2B$  com orientações paralelas à superfície externa (002). A formação de cristais cada vez mais orientados também é responsável pela compacidade mecânica dessas regiões boretadas (Martini, 2004).

### **2.8.3.4 Formação Polifásica das camadas de boretos**

Tratamentos de boretação proporcionam a formação de camadas polifásicas constituídas por uma fase FeB mais externa em relação à camada  $Fe_2B$ . A definição FeB é devido à estas camadas externas possuírem altas quantidades de boro. Os cristais externos das camadas FeB são diferentemente orientados e mecanicamente inconsistentes, vindos da transformação de outras regiões de  $Fe_2B$  também inconsistentes. Ao contrário, as regiões profundas de FeB vem da transformação de regiões compactas de  $Fe_2B$ . Além disso, a resistência da camada FeB aumenta com o aumento da profundidade em direção à interface FeB –  $Fe_2B$ , variando de acordo com o perfil da camada  $Fe_2B$  que foi transformada em FeB. Portanto, a formação da camada FeB vem da reação da camada  $Fe_2B$  com o boro (Martini, 2004).

## 2.9 Tribologia

### 2.9.1 Contatos Mecânicos

A tribologia envolve superfícies em movimento relativo e pode ser entendido como um processo que tem como pontos de partida as geometrias de contato, em macro e microescalas, as propriedades do material, baseadas na composição química e estrutura das diferentes partes envolvidas e os parâmetros do meio, como descritos na Figura 26. Outros importantes fatores são os parâmetros de energia como: a carga normal, velocidade, força tangencial e temperatura (Holmberg, 1998).

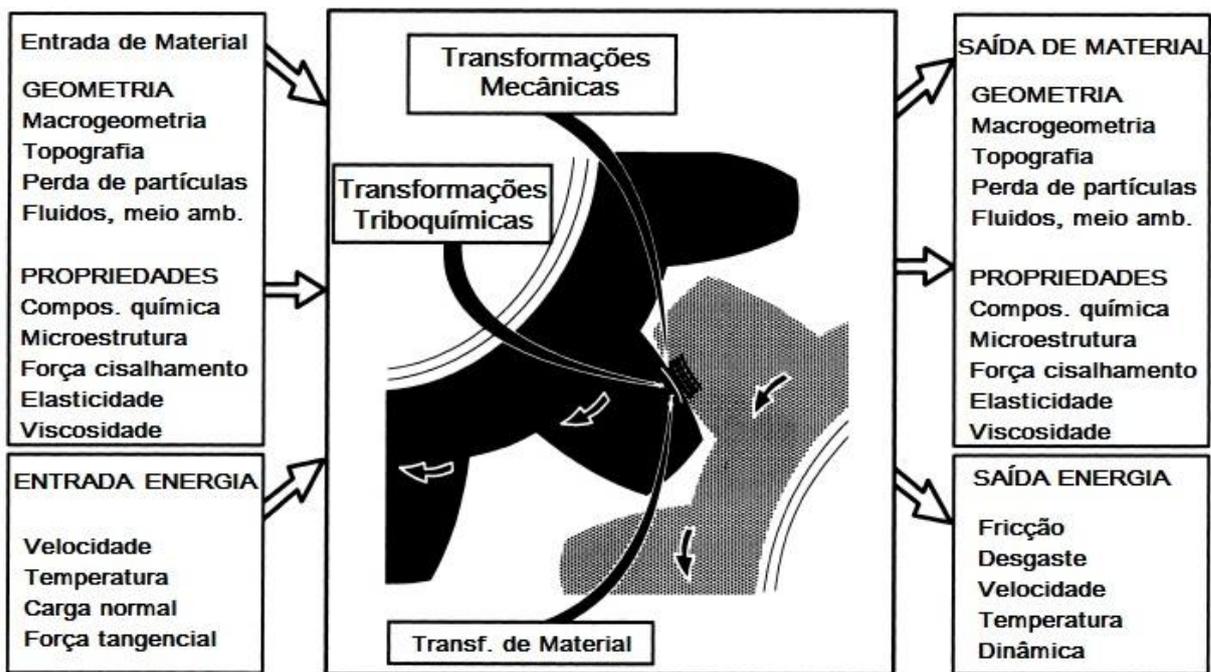


Figura 26 - O processo tribológico em um contato entre duas superfícies incluindo mudanças mecânicas e tribológicas, como transferência de material

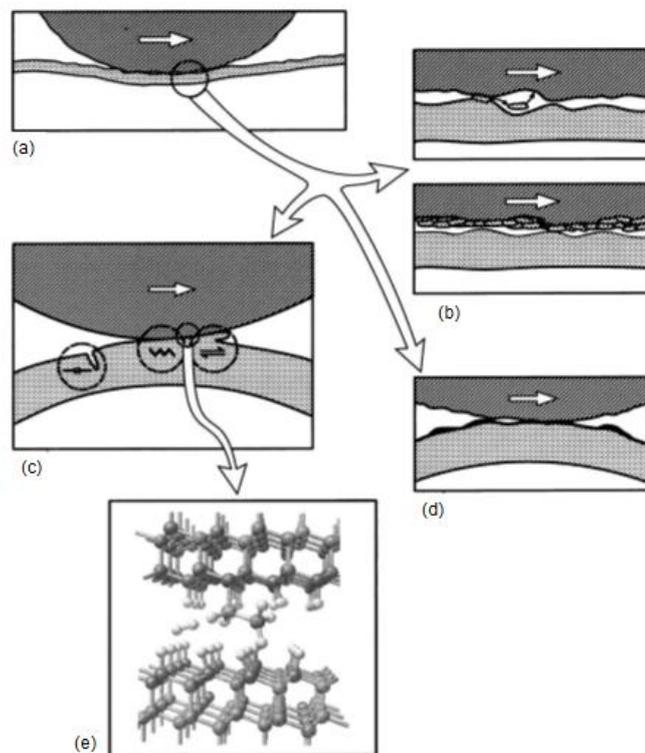
Fonte: Holmberg, 1998

O processo tribológico ocorre quando duas superfícies se movem uma em relação à outra, ocorrendo mudanças físicas e químicas, de acordo com as leis físicas e químicas envolvidas no processo. Tal processo causa mudanças em ambas

as superfícies e composições do material, resultando como efeitos desta saída de energia a fricção, desgaste, velocidade, temperatura, som e comportamento dinâmico.

### 2.9.2 Mecanismos de Contatos Tribológicos

O processo tribológico envolve simultaneamente fricção, desgaste e deformação em diferentes escalas. Para alcançar uma compreensão completa do processo tribológico é necessário um entendimento das interações entre as variáveis. Normalmente é empregada uma análise separada das mudanças tribológicas em quatro tipos diferentes: os efeitos mecânicos em macro e microescala, os efeitos químicos e a transferência de material, como mostrado na Figura 27. As interações moleculares também estão sendo objeto de estudo.



**Figura 27 - Mecanismos de contatos tribológicos: (a) macromecânico, (b) transferência de material; (c) micromecânico, (d) triboquímico e (e) contato nanomecânico**

Fonte: Holmberg, 1998

Para um melhor e mais sistemático entendimento dos mecanismos envolvidos em um contato tribológico pode-se considerar regras de projeto de desgaste em um sistema, para auxiliar na seleção de materiais metálicos, tratamentos superficiais e de revestimento (Matthews, 1993) e (Franklin and Dijkman 1995), que serão apresentadas a seguir.

### **2.9.3 Tensões e deformações na superfície**

Fenômenos que ocorrem em um contato tribológico são influenciados por força e pressão das duas superfícies juntas. Métodos de cálculo para os campos de tensão e deformação na superfície de um revestimento foram mostrados por Holmberg e Matthews (1994). Uma abordagem prática para calcular as tensões nas interfaces do revestimento/substrato foi demonstrada por Ramalingam e Zheng (1995), onde soluções numéricas foram obtidas para diferentes distribuições de tensões, mostrando como as tensões de tração na trilha de desgaste tendem a separar o revestimento a partir do substrato, e como isto pode ser resolvido ajustando a espessura e tipo do revestimento, assegurando a aderência deste ao ser submetido a tensões.

Existem efeitos benéficos de altas tensões de compressão em revestimentos de diamante. Estes revestimentos de elevada tensão podem formar superfícies mais lisas com taxas de desgastes entre 5 – 20% das taxas de desgastes dos revestimentos que não apresentam estas tensões (Gunnars and Alaheliste, 1996) e (Gahlin, 1996).

A rugosidade da superfície é um importante parâmetro que influencia as tensões de contato, especialmente na interface do substrato/revestimento. Em revestimento de alta dureza com espessuras inferiores a 15  $\mu\text{m}$  em substratos macios, as tensões Máximas de Von Mises aparecerão nas interfaces do revestimento e substrato. Isto indica claramente a importância de se analisar as tensões na interface do revestimento/substrato e compará-las com as tensões de aderência do revestimento (Sainsot, 1990).

#### **2.9.4 Fricções Macro Mecânicas e Mecanismos de Desgaste**

Os mecanismos tribológicos macro mecânicos descrevem os fenômenos de atrito e desgaste por considerarem a distribuição da tensão e deformação em todo o contato, o total das deformações plásticas e elásticas que resultam e o total do processo de formação de partículas de desgaste. Quando há contato entre duas superfícies nas quais uma ou duas são revestidas, quatro parâmetros principais podem ser definidos para controle do comportamento tribológicos: relação de dureza entre o revestimento e o substrato, a espessura do revestimento, a rugosidade da superfície e a dureza e tamanho de quaisquer resíduos em contato que podem ter sido originados por fontes externas ou produzidos pela interação das duas superfícies.

A relação entre estes quatro parâmetros resultará em diferentes condições de contato, caracterizado por específicos mecanismos tribológicos. A Figura 28 mostra esquematicamente 12 típicos tipos de contatos tribológicos, com diferentes tipos de mecanismos influenciando no atrito e desgaste.

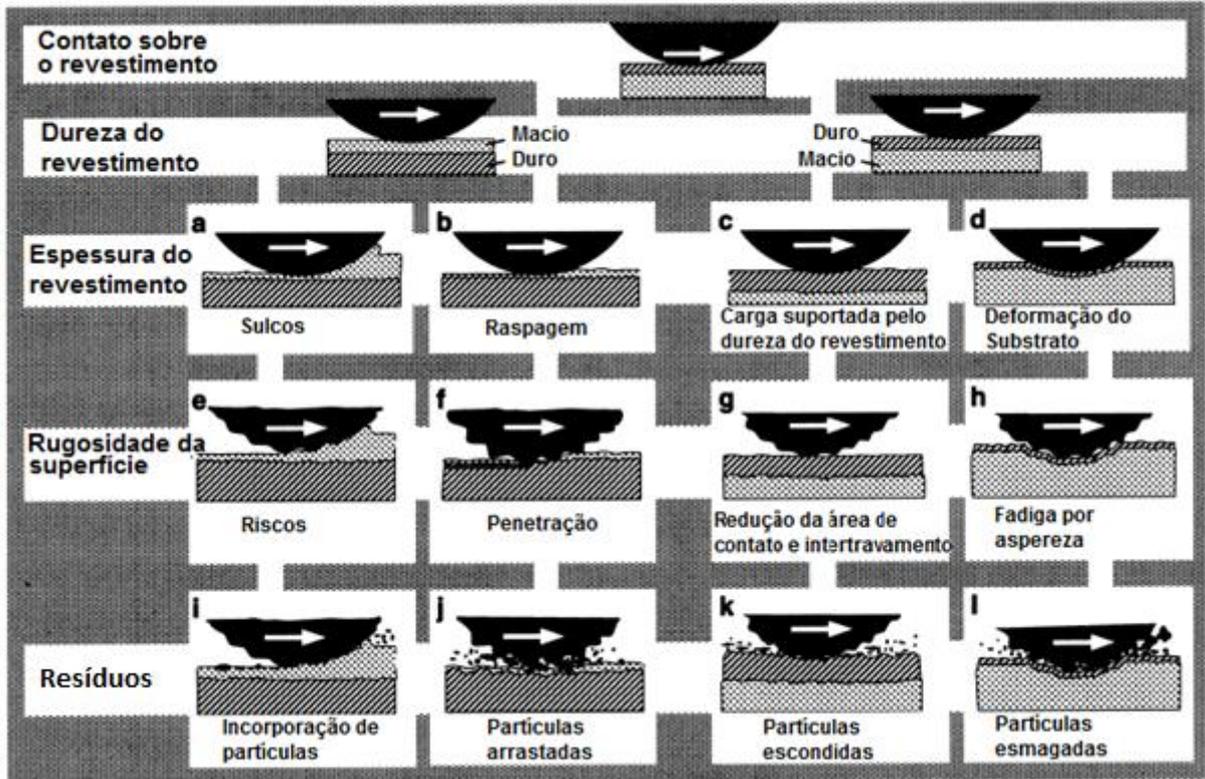


Figura 28 - Condições macromecânicas de contato de uma superfície revestida submetida a movimentos de uma esfera de alta dureza

Fonte: Holmberg, 1998

#### 2.9.4.1 Dureza do Revestimento

Um importante parâmetro é a dureza do revestimento e sua relação com a dureza do substrato. É comum considerar revestimentos duros e macios separadamente. As vantagens de se utilizar um revestimento macio para a redução do atrito são conhecidas. Revestimentos macios como a prata e o ouro, podem também ter a função de reduzir as tensões de tração originadas durante o deslizamento das superfícies que contribuem para o aparecimento de fissuras na camada superficial e conseqüentemente aumentando o desgaste. Um revestimento duro sobre um substrato macio pode reduzir o atrito e o desgaste de forma a prevenir o aparecimento da trilha de desgaste, tanto em uma macro escala como em uma microescala. Estes revestimentos apresentam tipicamente tensões residuais de compressão que podem prevenir que tensões de tração apareçam.

Demais decréscimos em atrito e desgaste podem ser obtidos aumentando a quantidade de carga suportada, conseguido através do aumento da dureza do substrato, inibindo defleções e riscos originados no carregamento. Este efeito pode ser observado ao se aplicar revestimentos duros sobre polímeros. Baixo coeficiente de atrito pode ser conseguido com revestimentos duros se for formado um microfilme com baixa resistência ao cisalhamento. Desta forma, o risco ocorre dentro do filme e a carga é suportada pelo revestimento (Holmberg, 1998).

#### **2.9.4.2 *Espessura do revestimento e rugosidade da superfície***

Para revestimentos macios a espessura influencia nos componentes da trilha de desgaste, enquanto que a rugosidade da superfície afeta o grau de penetração do revestimento no substrato, como mostrado na Figura 28 em (a), (b), (e) e (f). Um revestimento duro e espesso pode auxiliar um substrato mais macio no suporte do carregamento e, portanto, reduzir a área de contato e atrito. Revestimentos duros e de pouca espessura sobre substratos macios são suscetíveis à fratura devido às tensões causadas pela deformação do substrato. Superfícies rugosas irão reduzir a real área de contato, embora a aspereza possa ser objeto de abrasão e desgaste, como mostrado em na Figura 28 (c), (d), (g) e (h).

#### **2.9.4.3 *Resíduos na Interface***

A perda de partículas está frequentemente presente em contatos de deslizamento. Eles podem se originar das condições do meio que cercam o processo de deslizamento em questão ou serem geradas por diferentes mecanismos de desgaste. Sua influência sobre os fenômenos de atrito e o desgaste pode ser considerada em algumas condições de contato, dependendo do diâmetro das partículas, da relação da espessura do revestimento com a rugosidade da superfície e a partícula, e a relação entre a dureza do substrato e revestimento. Partículas

incorporadas, presas, escondidas e esmagadas representam condições típicas envolvendo a influência dos detritos, como se pode ver na Figura 28 em (i) a (l).

### **2.9.5 Mecanismos Tribológicos Micromecânicos**

A origem dos fenômenos de atrito e desgaste observados em um nível macro é originada em mecanismos em nível micro. Os mecanismos tribológicos micromecânicos descrevem a tensão e deformação em um nível áspero – áspero, a geração e propagação da trinca, liberação de material e formação de partículas. Na engenharia de contato, estes fenômenos são de um nível de tamanho de cerca de 1  $\mu\text{m}$  ou menor, até o alcance nanométrico.

Estudos do fator de intensidade de tensões na ponta de uma trinca de superfície, sendo esta localizada sobre uma superfície com camadas, indicam que tensões compressivas podem prevenir a propagação da trinca. O padrão das trincas de revestimentos cerâmicos em indentação, foi analisado e correlacionado a espessuras e cargas de revestimentos, e as cargas normais críticas foram estimadas considerando a deformação do substrato. Existe uma forte influência da tensão de fratura e o padrão de fratura com a incompatibilidade das propriedades elásticas da camada e do substrato. Variações nas propriedades do revestimento e espessura do mesmo podem mudar a tensão de fratura (Holmberg, 1998).

### **2.9.6 Mecanismos Tribo químicos de Superfícies Revestidas**

As reações químicas que ocorrem na superfície das peças durante o deslizamento e, também, durante períodos com repetidos contatos alteram a composição da superfície da camada externa e também suas propriedades mecânicas. Desta forma, isto influencia tanto no atrito como no desgaste, uma vez que estes dois fatores são determinados por diversas propriedades da superfície, onde acontecem fenômenos como cisalhamento, trincas e trilhas de desgaste. As reações químicas sobre a superfície são fortemente influenciadas por altas pressões

locais e temperaturas, que podem ser acima de 1000 °C em pontos onde há uma grande aspereza.

#### **2.9.6.1 Formação de microfilmes finos sobre revestimentos duros**

Coeficientes de atrito muito baixos (abaixo de  $\mu = 0,1$ ) foram relatados em revestimentos duros de nitreto de titânio deslizando sobre sua própria superfície e valores menores ainda (abaixo de  $\mu = 0,01$ , porém, mais comumente 0,05) foram medidos em revestimentos de diamante deslizando sobre outras superfícies e sobre cerâmica. Isto pode ser explicado devido à formação de microfilmes de baixo cisalhamento sobre as superfícies de revestimentos duros, ou talvez, somente sobre os picos da aspereza do revestimento. Desta forma, considerando um contato em uma microescala, existe efetivamente um revestimento macio sobre um substrato duro, embora agora o revestimento desempenhe o papel do substrato duro e o microfilme macio desempenha o papel do revestimento. Obviamente isto se torna vantajoso se o substrato abaixo do revestimento for duro o bastante para evitar a trinca do revestimento devido à deformação, aumentando assim a carga suportada e diminuindo a real área de contato.

Os comportamentos de atrito e desgaste de filmes policristalinos de diamante, são influenciados por complexos efeitos físicos e químicos. Em experimentos conduzidos com nitrogênio seco em superfícies cerâmicas deslizando sobre revestimentos de diamante evidenciou-se o aparecimento de uma micrografitização, resultando em um baixo coeficiente de atrito (abaixo de  $\mu = 0,04$ ) (Gardos, 1994).

#### **2.9.7 Mecanismos de Contato Nano mecânicos**

Quando uma partícula de desgaste é liberada da superfície, isto pode influenciar no comportamento tribológico de duas maneiras. Partículas de desgaste soltas durante o contato podem influenciar o atrito e o desgaste, como já discutido. No entanto, estas partículas também podem ser incorporadas à superfície, alterando

significativamente as propriedades tribológicas da mesma. Pode-se dizer que uma nova interface é formada resultando em um novo par de materiais.

### 2.9.8 Múltiplas Camadas de Revestimento

O uso de múltiplas camadas tem sido mencionado como forma de aumentar as propriedades químicas e tribológicas dos revestimentos. Cada camada pode impactar em uma propriedade específica como a habilidade de atuar como uma barreira térmica ou de difusão ou até mesmo para conferir resistência ao desgaste. Cada camada do revestimento possui então, uma finalidade funcional específica.

Uma abordagem prática é considerar como as exigências a que as superfícies são submetidas diferem em diferentes localizações – exemplo: na interface com o substrato, o revestimento em si e sua camada superficial são mostrados na Figura 29. Desta forma, múltiplas camadas de revestimento oferecem a possibilidade de projetar superfícies para diversos tipos de requisições.

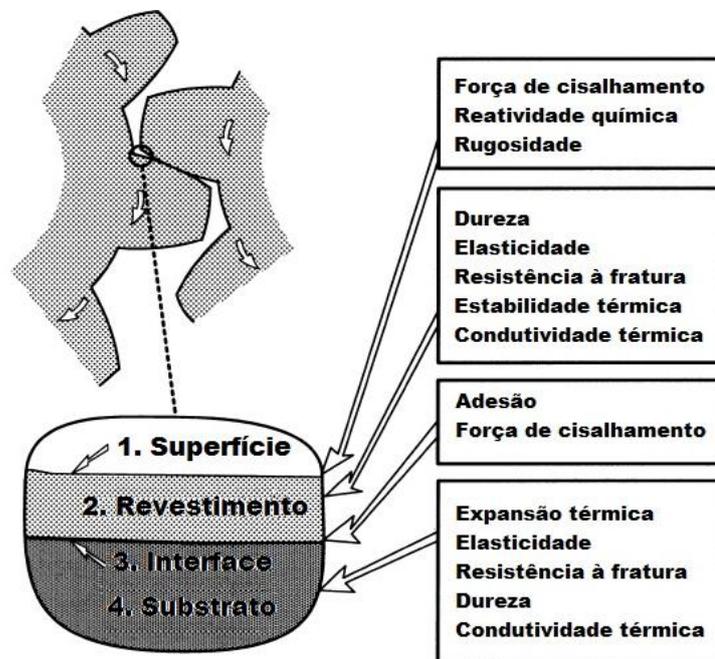


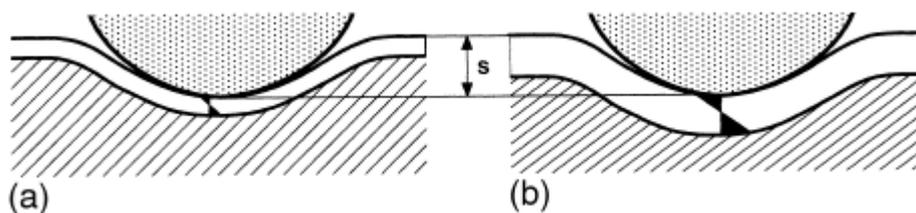
Figura 29 - Importantes propriedades tribológicas em diferentes zonas do revestimento superficial

Fonte: Holmberg, 1998

Múltiplas camadas de diferentes materiais cerâmicos, como TiC e TiB<sub>2</sub> selecionados em função das suas ligações dominantes (metálico, covalente ou iônico) demonstraram melhoras na dureza e tenacidade durante a indentação, adesão e desempenho em desgaste ao se usar condições de camadas otimizadas. Uma das justificativas deste comportamento foram as deflexões da trinca e o mecanismo de relaxação das tensões no sistema TiC / TiB<sub>2</sub> (Holleck,1995). Isto irá se manter em muitos tipos de contatos, especialmente onde prevalecem condições cíclicas e fadiga induzida. Desta forma, os benefícios não são mais definidos com base na maximização do escoamento e sim com o macro comportamento das camadas durante o carregamento. No entanto, o conceito de alternância de camadas com altos e baixos módulos de cisalhamento parece proporcionar diversos benefícios, como as consideráveis melhoras exibidas por múltiplas camadas de diamante como filmes de carbono e múltiplas camadas de filmes TiN / Ti.

Uma forma de considerar o comportamento destes filmes é submeter o revestimento sob uma força normal que pode ser um ponto ou uma carga distribuída, causando uma deflexão do mesmo. Isto será acompanhado por uma deformação do substrato, o que preferencialmente deverá ser uma deformação elástica.

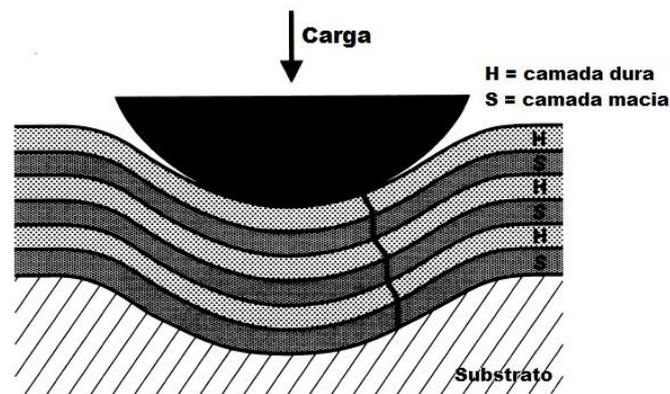
De acordo com a Figura 30, ao se considerar as tensões de flexão geradas no revestimento submetido a uma carga normal, o nível máximo de carregamento aumentará de acordo com a espessura para uma dada deflexão e raio de curvatura, desta forma, camadas finas de revestimento sobre um substrato macio geram menos tensão no revestimento e interface do substrato quando comparadas a camadas de revestimento com maiores espessuras e mesmo raio de curvatura.



**Figura 30 - (a) Camadas finas de revestimento (b) Camadas espessas de revestimento com a mesma deflexão**

Fonte: Holmberg, 1998

O diagrama da figura anterior trata o revestimento em duas dimensões como um feixe, sem levar em conta a influência do substrato na distribuição das tensões. Múltiplas camadas, ao se curvarem sobre um raio similar, apresentam um esforço individual em cada camada menor do que uma única camada espessa. Este conceito somente funciona se as camadas puderem efetivamente deslizar umas sobre as outras, na forma de um maço de papel. Como efeito, é possível ver outros benefícios dos revestimentos em multicamadas, onde a alternância de camadas proporciona zonas cisalhantes, fazendo com que camadas frágeis possam defletir, sob a ação de uma força, sem trincar. Desta forma, como mostrado na Figura 31, uma trinca em uma secção transversal do revestimento, pode ser defletida.



**Figura 31 - Revestimento de multicamadas alternando camadas macias e duras**

Fonte: Holmberg, 1998

O comportamento descrito garante que cada uma das camadas duras do revestimento seja submetida a uma menor tensão de flexão quando comparado com um filme de mesma espessura e de única camada, quando submetido ao mesmo raio de deflexão, embora, claramente a deflexão sobre a mesma carga será maior, devido à menor rigidez do revestimento. Porém isto não chega a ser um problema, uma vez que para muitos contatos tribológicos com revestimento superficial o substrato é que suporta a maior parte do carregamento. Nestes casos, o revestimento está presente para proporcionar uma redução do coeficiente de atrito e redução do desgaste (Holmberg, 1998).

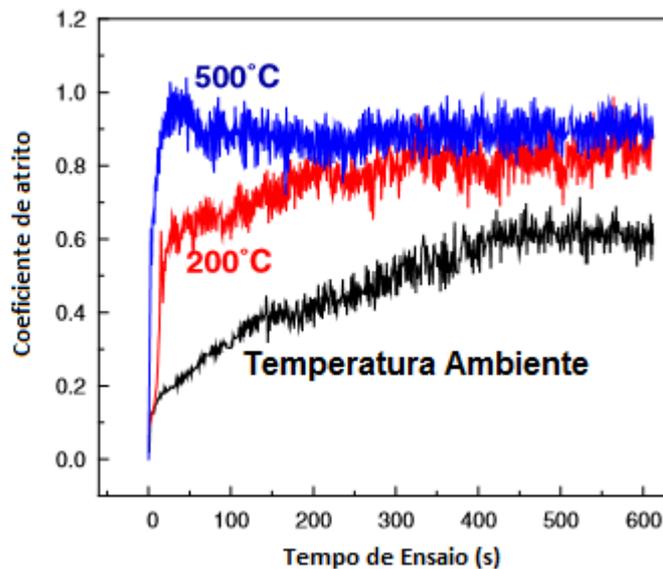
## 2.9.9 Comportamentos Tribológicos de Camadas Fe<sub>2</sub>B+FeB e FeB

### 2.9.9.1 Coeficiente de atrito

A grande vantagem da boretação sobre outros diferentes métodos de aumento de dureza superficial é que as camadas de boretos formadas são muito duras, possuem um baixo coeficiente de atrito, nenhum outro tratamento térmico adicional é necessário e possui considerável resistência contra soluções ácidas e básicas (Meric, 2006).

Através do processo de boretação, amostras de aço carbono Q235 apresentaram a formação de camadas de boretos com predominância das fases Fe<sub>2</sub>B e FeB e também a presença de óxidos (Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>) e carbetos de ferro (Fe<sub>3</sub>C). Posterior a este tratamento, foram conduzidos ensaios de desgaste e medição do coeficiente de atrito, utilizando um sistema pino disco, com movimentos rotativos (300 rpm), contra peça esférica de cerâmica, carga de 5N e temperaturas de ensaio em três condições: 25 °C, 300 °C e 500 °C (Bin, 2013).

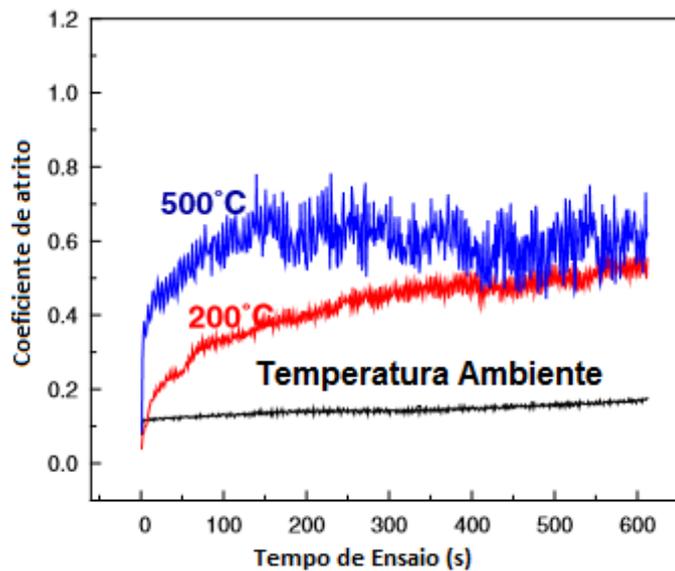
Como mostrado na Figura 32, o coeficiente de atrito da liga de aço carbono sem tratamento de boretação aumenta com o aumento da temperatura de teste, apresentando uma tendência de valores estáveis com o decorrer do ensaio (Bin, 2013).



**Figura 32 – Coeficiente de atrito de amostras de aço Q235 sem boretação, em diferentes temperaturas**

Fonte: Bin, 2013

Comparando-se os resultados das amostras não boretadas com as submetidas ao tratamento de boretação, observa-se uma queda do coeficiente de atrito em todos as condições de ensaio, evidenciando que a formação das camadas de boretos reduz significativamente o coeficiente de atrito. Entretanto, a característica de aumento de valores de atrito com o aumento da temperatura de ensaio permanece para as duas condições. Uma importante observação é a grande diminuição do atrito ao se comparar a amostra com boretação e sem boretação na condição de ensaio de 25°C. Os valores de atrito, à temperatura ambiente das amostras boretadas, além de serem extremamente baixos (0,1 – 0,15) apresentaram uma redução de cerca de 70% quando comparados aos ensaios das amostras sem boretação (0,5) (Bin, 2013).



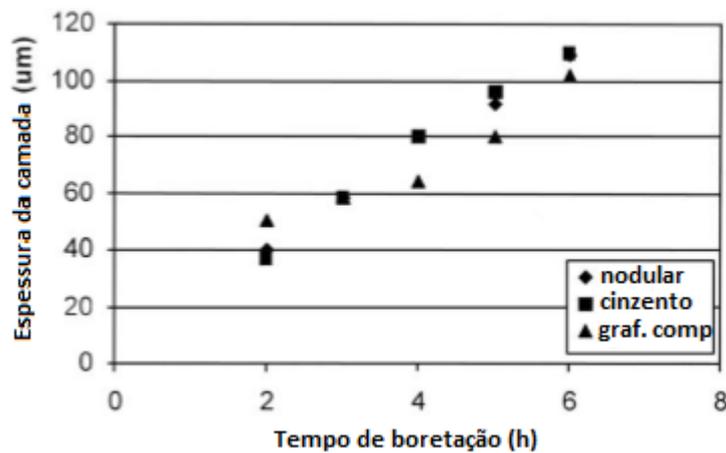
**Figura 33 - Coeficiente de atrito de amostras de aço Q235 com boretação, em diferentes temperaturas**

Fonte: Bin, 2013

#### **2.9.9.2 Resistência ao desgaste**

Nos estudos de Meric (2006), amostras de ferro fundido cinza, nodular e de grafita compacta foram submetidas a ensaios de boretação a uma temperatura de 900 °C, obtendo as camadas Fe<sub>2</sub>B e FeB e também de algumas fases Fe<sub>3</sub>C.

As espessuras das camadas boretadas variaram de 40 a 110 µm, dependendo do tipo das amostras e do tempo do processo de boretação, como mostra a Figura 34.

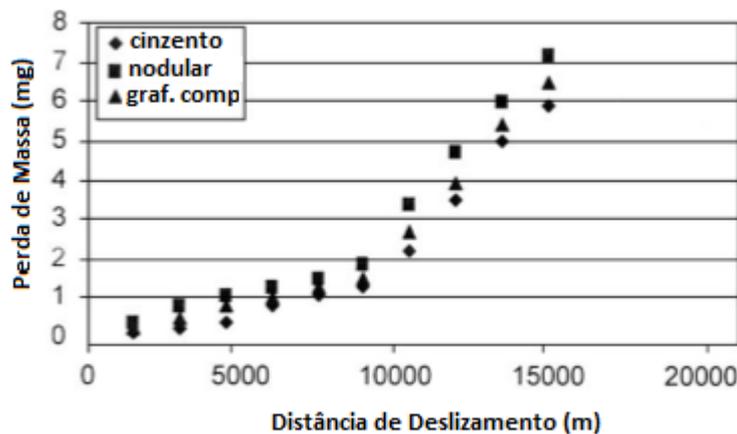


**Figura 34 - Espessuras das camadas boretadas das amostras de ferro fundido**

Fonte: Meric, 2006

Os ensaios de desgaste foram realizados a temperaturas ambientes de 20 °C e atmosfera aberta, sistema pino disco, velocidade de deslocamento de 100 rpm e uma distância de deslizamento de 2000m.

A Figura 35 mostra os comportamentos de desgaste das amostras de ferro fundido cinza, nodular e de grafita compacta após 6 horas de boretção. As perdas de massa das três diferentes amostras são similares entre si, sendo o ferro cinza a que apresentou menor valor. Em todas as amostras, uma baixa taxa de desgaste ocorreu até a distância de deslizamento de 900 m, porém, após esta distância, ocorre um aumento considerável da perda de massa, isto devido às características de resistência ao desgaste das camadas formadas (Meric, 2006).



**Figura 35 - Comportamento de desgaste das amostras boretadas de ferro fundido**

Fonte: Meric, 2006

Comparando-se o comportamento das amostras de ferro fundido nodular com amostras sem boretação do mesmo material, observa-se que quanto maior for espessura das camadas de boreto, menor será a taxa de desgaste. Este mesmo comportamento foi observado nas amostras de ferro cinzento e de grafita compacta (Meric, 2006).

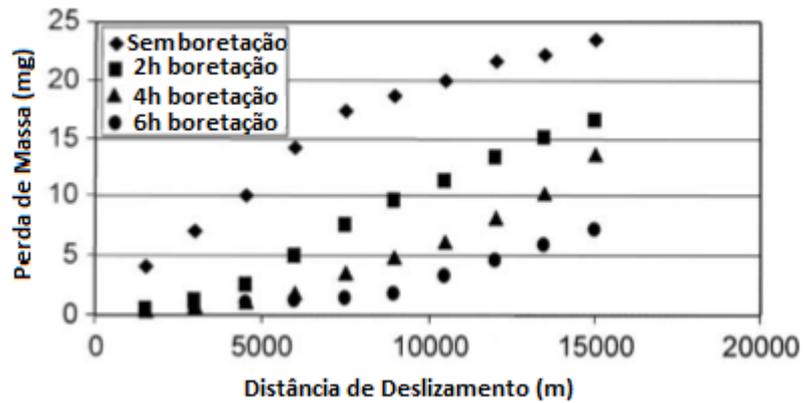


Figura 36 - Comportamento de desgaste das amostras boretadas de ferro fundido nodular

Fonte: Meric, 2006

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 37 a seguir, apresenta um fluxograma da metodologia e passos adotados para a condução dos experimentos, análise dos resultados e finalmente, obtenção das conclusões.

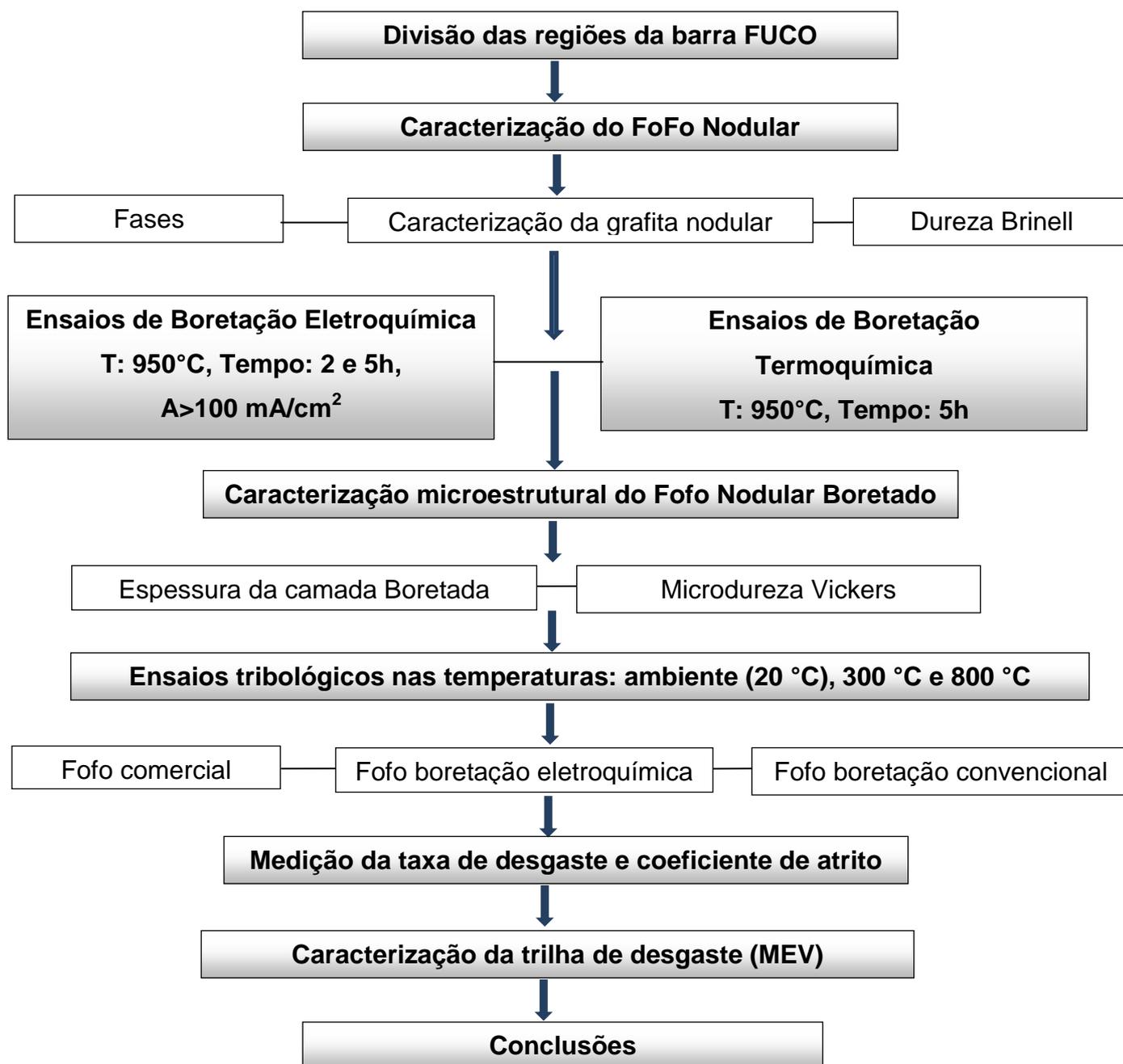


Figura 37 – Fluxograma de Desenvolvimento de Materiais e Métodos

### 3.1 Divisão das Regiões da Barra FUCO®

O ferro fundido utilizado neste trabalho é o FUCO® FE 45012 (Ferro Fundido Nodular Ferrítico/Perlítico) similar às normas ABNT NBR 6916 – classe FE 42012 e ASTM A 536 – classe 65-45-12, obtido por fundição contínua pela empresa Tupy, de Joinville – SC. Sua microestrutura é constituída de grafita nodular com matriz essencial ferrítica, podendo apresentar até 35% de perlita.

O diâmetro da barra utilizada corresponde a 117,9 mm e para a realização das caracterizações e ensaios, as amostras foram divididas em três regiões ao longo do raio da barra: superfície (S), meio raio (MR) e centro (C), de acordo com a figura:



Figura 38 - Regiões da barra de ferro fundido

### 3.2 Caracterização Microestrutural do Ferro Fundido Nodular

A caracterização da amostra como recebida consiste na medição da dureza Brinell e consequente comparação com os valores publicados esperados, identificação, medição e quantificação das fases ferrítica e perlítica e caracterização da grafita nodular, determinando porcentagem de grafita, número de nódulos, tamanho e grau de nodularidade.

Como a formação da grafita esferoidal depende da taxa de resfriamento da barra, este fator influencia diretamente no tamanho do nódulo formado, logo, todo este processo de caracterização acima descrito foi realizado em amostras das três regiões da barra (centro, meio raio e superfície).

#### 3.2.1 Determinação da Dureza Brinell

Para a realização da medição da dureza Brinell, a barra foi dividida em 10 círculos concêntricos a partir do raio, com uma distância de 5 mm entre cada círculo. Em cada círculo foram realizadas 4 medições, totalizando 40 medições por amostra. Como o mesmo procedimento foi realizado em duas amostras, para a determinação da dureza Brinell final foram realizadas 82 indentações, sendo 80 nos círculos concêntricos e 2 no centro das amostras. A Figura 39 mostra a distribuição das medidas na secção transversal da barra .

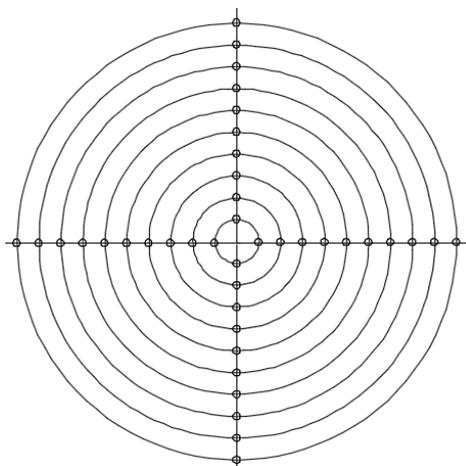


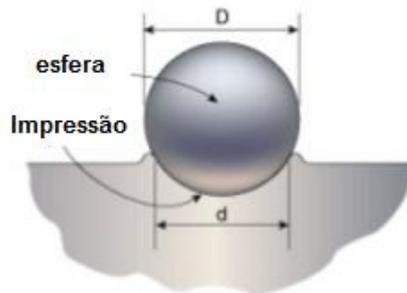
Figura 39 - Distribuição da Medições de Dureza Brinell

O ensaio de dureza foi realizado de acordo com a norma NBR 6394:1890 onde se faz atuar sobre o corpo de prova o penetrador esférico de diâmetro “D”, sob ação de uma força “F” e medir o diâmetro indentado “d” na amostra.

A dureza Brinell é determinada da seguinte maneira:

$$HB = \frac{102 \cdot F}{\pi \cdot D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (3)$$

Onde “D” e “d” são mostrados na Figura 40:



**Figura 40 - Indentação no ensaio de Dureza Brinell**

Fonte: adaptado de <http://engbrasil.eng.br>

Os parâmetros utilizados no ensaio são os estabelecidos pela norma e mostrados a seguir:

- Carga aplicada: 1840 N;
- Diâmetro nominal da esfera: 2,5 mm;
- Tempo de carga aplicada: 15 s;
- Grau de carga: 30 G.

### **3.2.2 Determinação das fases de ferrita, perlita e caracterização da grafita nodular**

Para a determinação das fases perlita, ferrita e grafita foram retiradas amostras circulares de centro, meio raio e superfície, conforme já descrito. As amostras passaram pelas seguintes etapas:

- Embutimento em baquelite;

- Lixamento com lixa de granulometria de 220 a 2400;
- Polimento com solução de alumina;
- Polimento com pasta de diamante de 1 $\mu$ m;
- Ataque químico com solução de nital 2% (quando aplicável).

Para a realização da metalografia quantitativa foi utilizado o microscópio óptico Olympus BX51 juntamente com o “software” “AnalySIS Image Processing”. As imagens foram geradas com um aumento de 50 a 200X e a norma utilizada foi a ASTM A247-67:1998.

Para que pudesse ser realizado um tratamento estatístico nos resultados obtidos, foram realizadas 10 medições em cada amostra determinando assim: a porcentagem das fases de ferrita, perlita e grafita, o número de nódulos de grafita, o tamanho e o grau de nodularidade.

A Figura 41 exemplifica uma imagem fornecida pelo conjunto microscópio óptico e Software Olympus.

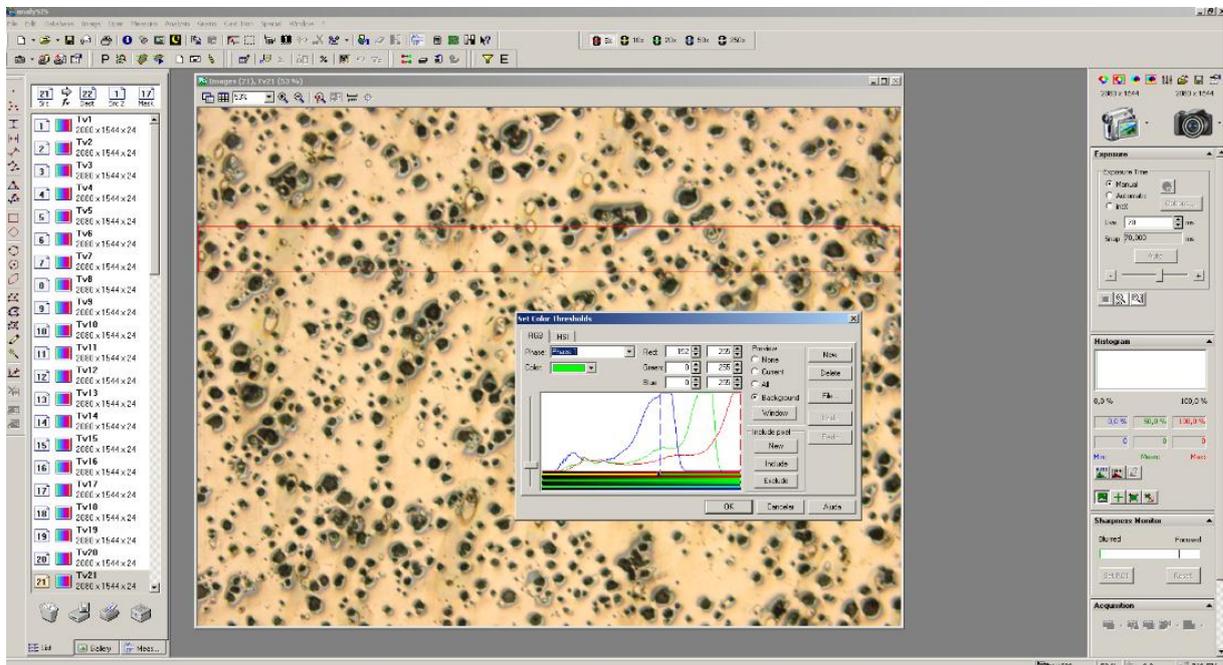


Figura 41 - Imagem conjunto microscópio óptico e software Olympus

### 3.3 Boretação Eletroquímica

#### 3.3.1 Construção do Dispositivo de Boretação Eletroquímica

Baseado nos experimentos de Kartal (2013) o dispositivo da Figura 42 foi construído como descrito no item 2.9.2, porém com a substituição do forno de indução por um forno de resistência e a utilização de um cadinho de carbeto de silício revestido com uma lâmina de aço inox. A fonte de corrente utilizada foi da marca/modelo Keysight 6030A – 200V, 17A. Para controle da temperatura do forno em 950 °C, foi utilizado um controle PID (controle Proporcional – Integral – Derivativo) juntamente com um termopar tipo K. Como a corrente é um fator determinante no resultado final da boretação, além do valor fornecido pela própria fonte, um multímetro foi ligado em série ao circuito para a realização de uma segunda aferição.

Duas barras roscadas, também de aço inox, foram utilizadas como hastes para que se pudesse prender as peças a serem boretadas. Estas hastes também foram utilizadas para a passagem da corrente pelo dispositivo e consequente formação do cátodo e ânodo. Para sua fixação mecânica foram utilizadas porcas e um suporte também de aço.

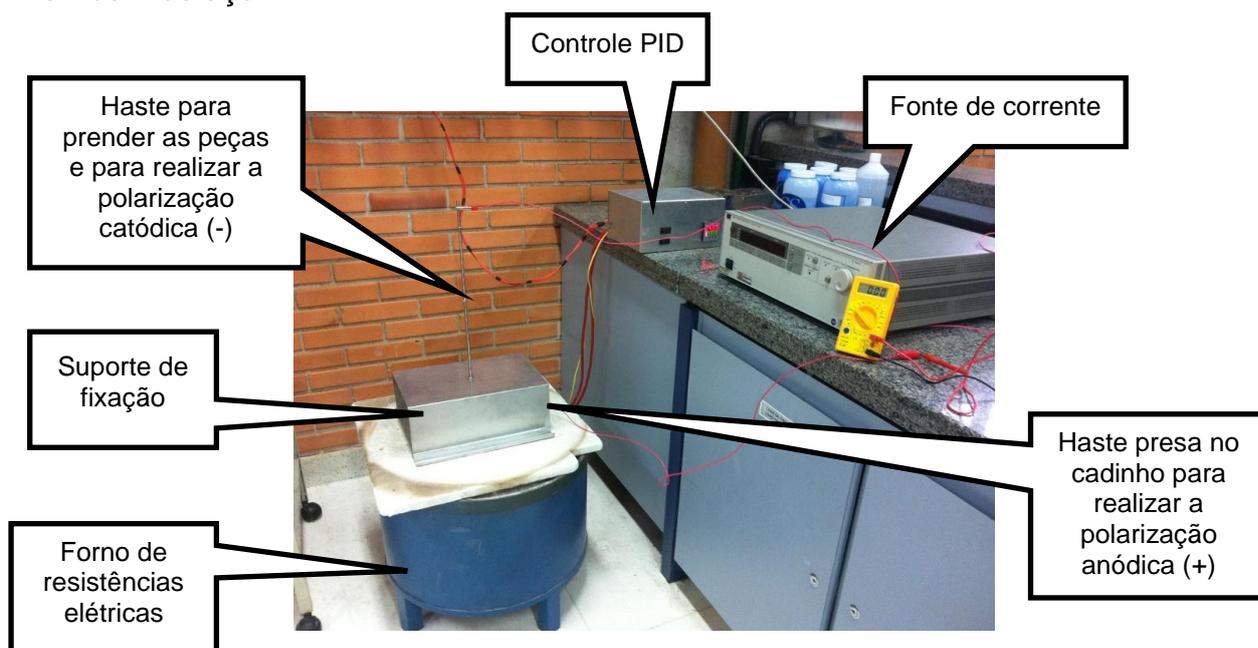


Figura 42 - Dispositivo de boretação eletroquímica

A Figura 43 mostra em detalhe o cadinho de carbeto de silício revestido com uma lamina de aço inox e a haste de aço utilizada para a polarização do mesmo. Para a fixação da haste junto ao cadinho, foi utilizada uma abraçadeira de aço inox presa com um parafuso e uma porca.



Figura 43 - Cadinho de carbeto de silício revestido com aço inox

### 3.3.2 Ensaio de boretação eletroquímica

Após a construção do dispositivo, o ensaio de boretação eletroquímica foi realizado iniciando-se com a introdução no cadinho das amostras de ferro fundido (centro, meio raio e superfície), devidamente lixadas e polidas, e adição do composto EKABOR (composto rico em boro utilizado no processo de boretação) até a completa cobertura dos corpos de prova. Estas amostras foram prendidas na haste metálica de modo que ficassem em suspensão no composto boretante e não em contato com o fundo do cadinho. A temperatura do forno utilizada foi de 950 °C, temperatura esta tomada como base para todos os ensaios de boretação realizados. Como mostrado do item 2.8.2.1 (Efeitos da Corrente), a densidade de corrente utilizada não apresenta mudanças significativas nas espessuras das camadas boretadas com valores a partir de 100 mA/cm<sup>2</sup>. Desta forma, este foi o valor de densidade de corrente utilizado, variando o valor final de ajuste da fonte com a área das peças a serem boretadas obtendo sempre o mesmo valor de densidade de corrente. O tempo utilizado foi de 5 horas. Após a finalização de cada ensaio, as amostras foram resfriadas à temperatura ambiente.

As condições de tempo, temperatura e corrente utilizadas para o processo eletroquímico vêm de estudos de difusão de boro em titânio. O motivo da escolha destes parâmetros vem da grande riqueza de detalhes e parâmetros expostos nestes estudos, somada à escassez de estudos da mesma natureza relacionando difusão de boro em ferro. A Figura 44 mostra o posicionamento do termopar de controle de temperatura e da haste de sustentação das peças durante o processo de boretação.

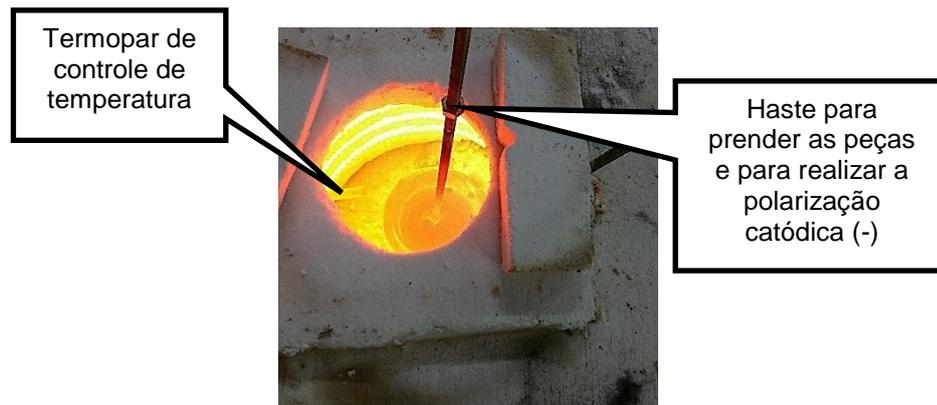


Figura 44 - Cadinho de carbetto de silício revestido com aço inox

Com o intuito de verificar a efetividade do processo e comprovar as altas taxas de crescimentos de boretos através do método eletroquímico, foi realizado um ensaio com 2 horas de duração, para que os resultados pudessem ser comparados entre si e também com o método tradicional.

### 3.3.3 Ensaio de boretação termoquímico

Após os ensaios de boretação eletroquímica, a boretação termoquímica ou convencional, foi realizada com a introdução de novas amostras de centro, meio raio e superfície em um cadinho de carbetto de silício e adição do composto EKABOR. O forno foi aquecido à uma temperatura de 950 °C e o tempo do ensaio foi de 5 horas. Tanto no processo termoquímico como no eletroquímico, o resfriamento das amostras se deu em temperatura ambiente.

### **3.4 Caracterização do Ferro Fundido Boretado**

#### **3.4.1 Medição da Camada Boretada**

Seguindo a mesma metodologia utilizada para a quantificação das fases, a medição da espessura das camadas boretadas obtidas pela boretção eletroquímica e termoquímica foi realizada utilizando-se do microscópio óptico Olympus BX51 juntamente com o “software” “AnalySIS Image Processing”. Para cada região da barra boretada, 10 medidas de espessura de camada foram realizadas.

#### **3.4.2 Difração de Raio X**

A identificação das fases formadas nas camadas boretadas em ambos os processos de boretção empregados, foi feita pelo método de Difração de Raio X utilizando-se o Difratorômetro de Raios – X – Shimadzu XRD7000 juntamente com o “software” de caracterização de materiais “Match” versão 3.3.

#### **3.4.3 Ensaio de Microdureza Vickers**

A medição da microdureza Vickers das camadas de boretos foi realizada segundo a norma ASTM E 384:1999, através do microdurômetro Shimadzu HVM 2000, aplicando-se uma carga de 50 g e tempo de aplicação de 10 s. Com a medição da dureza da secção transversal das amostras, foi possível a comparação dos resultados obtidos nos ensaios com os valores de camadas boretadas referenciados na literatura. Para a determinação da dureza, também foram realizadas 10 medições para cada posição: centro, meio raio e superfície.



**Figura 45 - Microdurômetro Shimadzu HMV 2000**

### 3.5 Ensaios Tribológicos nas temperaturas ambiente (20 °C), 300 °C e 800 °C

Os ensaios tribológicos foram realizados no Tribômetro de Alta Temperatura da marca “CSM Instruments” em conjunto com o “software” Tribbox 4.4, seguindo a norma ASTM G99 – 95a e modo de deslizamento com movimentos rotativos pino disco. Previamente ao início de cada ensaio, as amostras foram limpas através de banho em álcool. Os ensaios de deslizamentos com movimentos circulares foram realizados percorrendo uma distância de 100 m, carga de 10 N, velocidade linear de 10 cm/s e tendo como contra peça uma esfera de alumina de 6 mm de diâmetro.

Com o intuito de investigar o comportamento tribológico do ferro fundido nodular boretado e não boretado, bem como a influência dos nódulos de grafita neste fenômeno, os ensaios foram realizados em amostras não boretadas, boretadas através do processo eletroquímico e processo convencional. Da mesma forma como já realizado nos demais ensaios, também foram ensaiadas amostras de centro, meio raio e superfície. Quanto às temperaturas utilizadas, os ensaios em todas as amostras foram realizados em temperatura ambiente (20 °C), 300 °C e 800 °C, obtendo, portanto, resultados nas seguintes condições:

**Tabela 5 – Condições dos Ensaios tribológicos realizados**

<b>Amostras sem boretção</b>			
<b>Posição da Barra</b>	<b>Temperatura (°C)</b>		
Centro	20	300	800
Meio Raio			
Superfície			
<b>Amostras com boretção eletroquímica</b>			
<b>Posição da Barra</b>	<b>Temperatura (°C)</b>		
Centro	20	300	800
Meio Raio			
Superfície			
<b>Amostras com boretção termoquímica</b>			
<b>Posição da Barra</b>	<b>Temperatura (°C)</b>		
Centro	20	300	800
Meio Raio			
Superfície			

A Figura 46 mostra o conjunto pino disco após a realização de um ensaio tribológico à temperatura de 800°C.

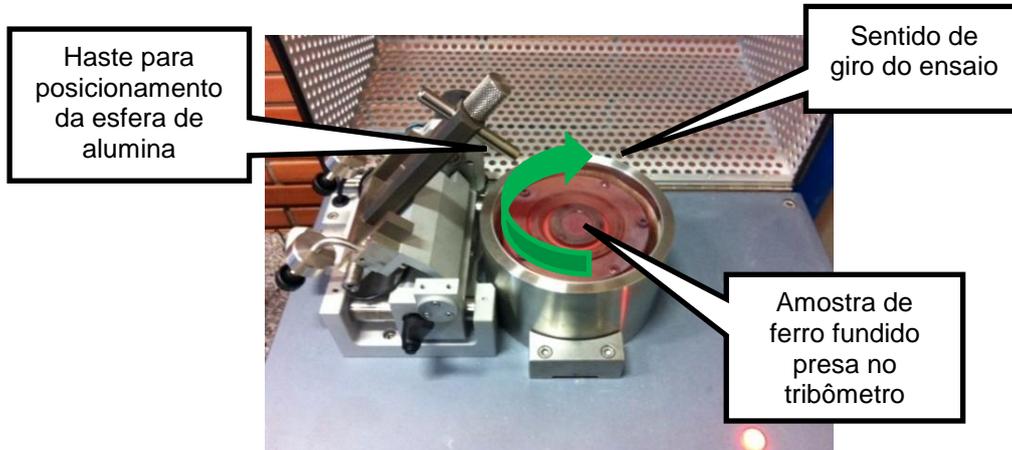


Figura 46 - Conjunto após ensaio a 800 °C

### 3.6 Medição da taxa de desgaste

A norma ASTM G99 – 95a determina a taxa de desgaste através da medição específica, antes e depois do teste, de duas dimensões: a esfera e o disco (amostra ensaiada). A Figura 47 exemplifica uma trilha de desgaste onde:

F: força normal aplicada à esfera;

r: diâmetro da esfera;

R: raio da trilha de desgaste;

S: velocidade de rotação do disco.

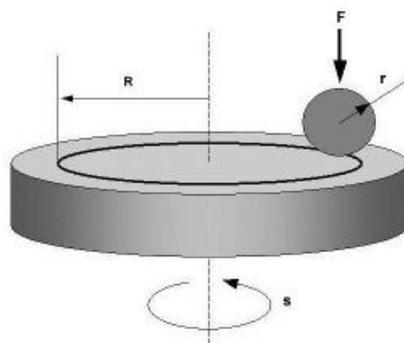
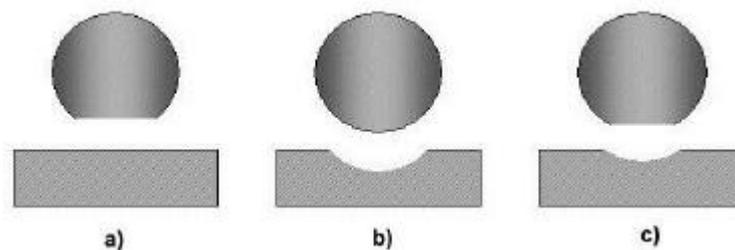


Figura 47 - Desenho esquemático de uma trilha de desgaste

Fonte: HTT User Manual, 2013

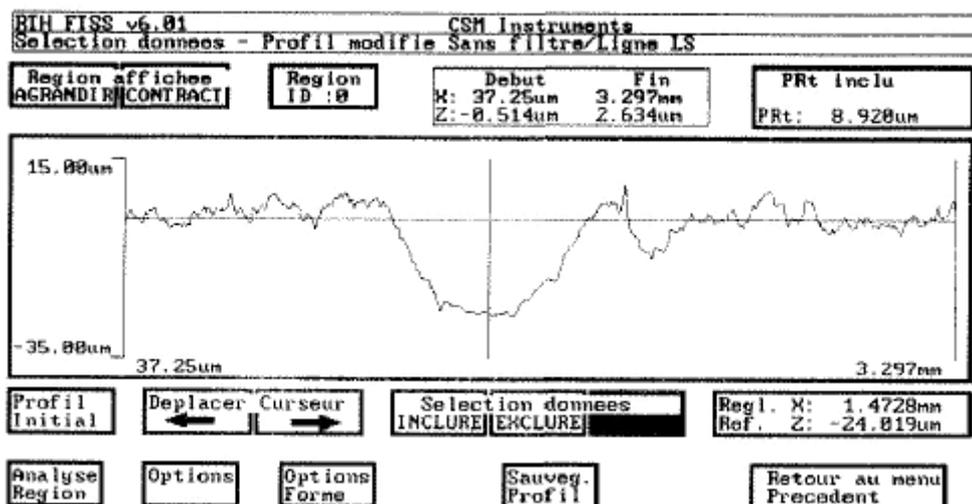
O material do par testado é o que dita se apenas a esfera, apenas o disco ou ambos sofrerão significativo desgaste. Um exemplo de cada caso pode ser observado na ilustração a seguir:

- a) Apenas desgaste na esfera;
- b) Apenas desgaste na peça;
- c) Desgaste em ambos.



**Figura 48 - Situações possíveis de desgaste no conjunto esfera/peça**  
 Fonte: HTT User Manual, 2013

Para que se calcule o volume perdido pela peça e pela contra peça (esfera) algumas medições adicionais devem ser realizadas. Na prática, a medição da perda de materiais pode ser definida através da análise do perfil da trilha de desgaste. Variações ao redor da trilha podem ser causadas por deformações plásticas ou detritos, no entanto estas análises fornecem resultados representativos. Todo este processo é calculado pelo “software” do Tribômetro.



**Figura 49 - Perfil da trilha de desgaste**  
 Fonte: HTT User Manual, 2013

Para a medição da taxa de desgaste, todas as trilhas das amostras ensaiadas foram medidas 10 vezes para que se pudesse ter um correto tratamento estatístico.

### **3.7 Caracterização da trilha de desgaste (MEV)**

As caracterizações das trilhas de desgaste produzidas após os ensaios tribológicos foram realizadas pelo equipamento MEV/EDS Tescan Veja III do laboratório de microscopia da PUC/PR. Com estas análises, procura-se verificar o comportamento da trilha de desgaste, bem como suas deformações plásticas, deslocamentos e principalmente as condições finais dos nódulos de grafita presentes.

## **4 RESULTADOS**

A seguir serão apresentados todos os resultados encontrados neste trabalho. Um ponto importante a ser destacado é que a barra de ferro fundido nodular utilizada é uma amostra comercial. Logo, alguns parâmetros, como a formação da grafita esferoidal, que depende diretamente da taxa de resfriamento, podem ter sofrido algumas variações devido ao controle do processo produtivo.

### **4.1 Caracterização do Ferro Fundido**

#### **4.1.1 Fases**

Conforme apresentado no estudo de Casagrande (2003) a troca de calor entre a barra de ferro fundido e o meio, durante o processo de resfriamento, favorece a formação de uma orla ferrítica, onde, quanto maior for esta taxa de resfriamento maior será o tamanho da orla. Nos estudos de Pereira (2013), este comportamento foi constatado à medida que a concentração de ferrita aumenta do centro em direção à superfície.

Na Tabela 6 é possível verificar a porcentagem de ferrita na barra estudada. Os ensaios revelaram valores decrescentes da superfície em relação ao centro.

Como a barra de ferro fundido utilizada no presente estudo é uma amostra comercial, onde fatores do processo produtivo como a adição de inoculante e tempo de resfriamento, podem ter sofrido algumas alterações, logo, as variações entre os valores medidos e os tomados como referência nos estudos anteriores podem ser explicados por estes motivos, dependendo de uma maior investigação no processo e parâmetros utilizados para a produção.

Tabela 6 – Resultado das medições de ferrita

Posição da Barra	Porcentagem de ferrita ao longo do raio	
	%	Desvio Padrão
Centro	63,99	6,62
Meio Raio	64,44	6,85
Superfície	68,99	4,91

Da mesma forma que a ferrita, a formação da perlita também é influenciada pela taxa de resfriamento. Desta forma as concentrações de perlita aumentam da superfície em direção ao centro. De acordo com as especificações do fabricante, o Ferro Fundido Nodular FUCO<sup>®</sup> FE 45012 apresenta uma matriz essencialmente ferrítica, podendo ter aproximadamente até 35% de perlita. Desta forma, os valores apresentados na Tabela 7 correspondem ao especificado.

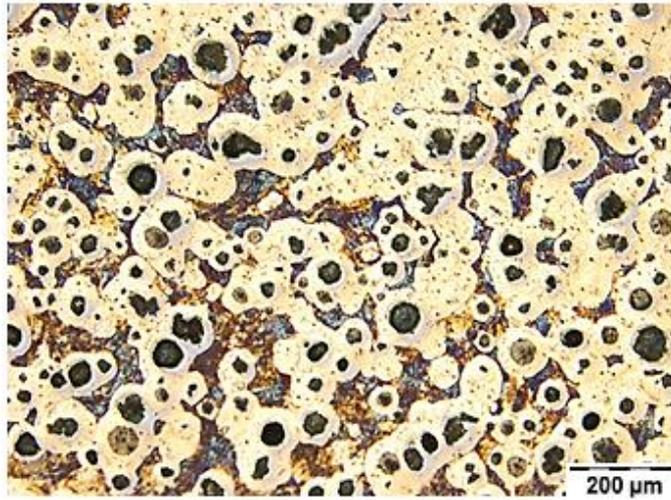
Quando comparado os valores de perlita entre as posições da barra (centro, meio raio e superfície), observa-se uma diferença entre as três posições. Como se obteve porcentagens de ferrita maiores em determinadas regiões, conseqüentemente as concentrações de perlita também seriam afetadas.

Tabela 7 – Resultado das medições de perlita

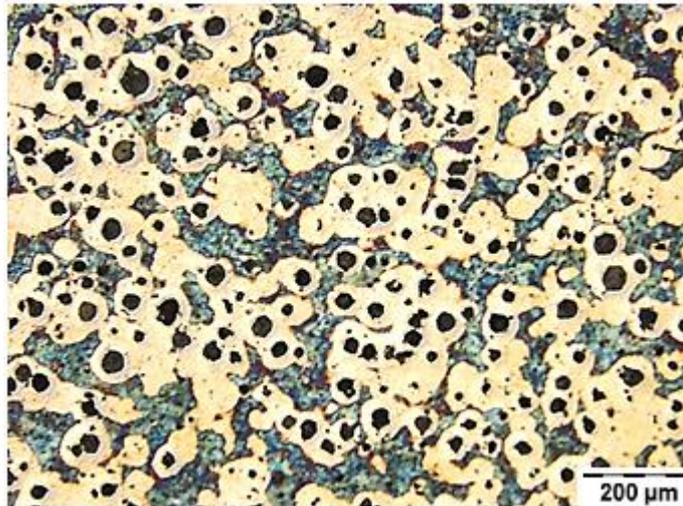
Posição da Barra	Porcentagem de perlita ao longo do raio	
	%	Desvio Padrão
Centro	25,47	5,00
Meio Raio	24,23	7,20
Superfície	22,94	7,24

As figuras a seguir mostram a microestrutura do ferro fundido nodular ao longo do raio da barra, com a separação das fases de ferrita, perlita e nódulos de grafita (que serão abordados nos tópicos adiante).

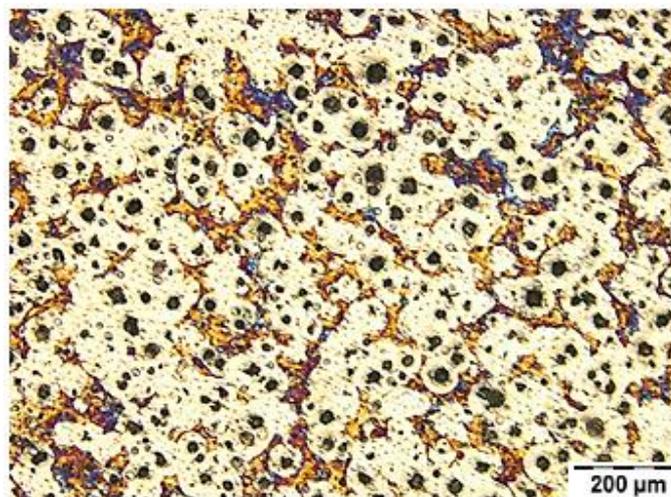
Comparando-se a microestrutura do centro (Figura 50), com o meio raio (Figura 51) e superfície (Figura 52), observa-se claramente a diferença de formação das fases de ferrita e perlita.



**Figura 50 - Microestrutura do ferro fundido nodular no centro (ampliação 100X)**

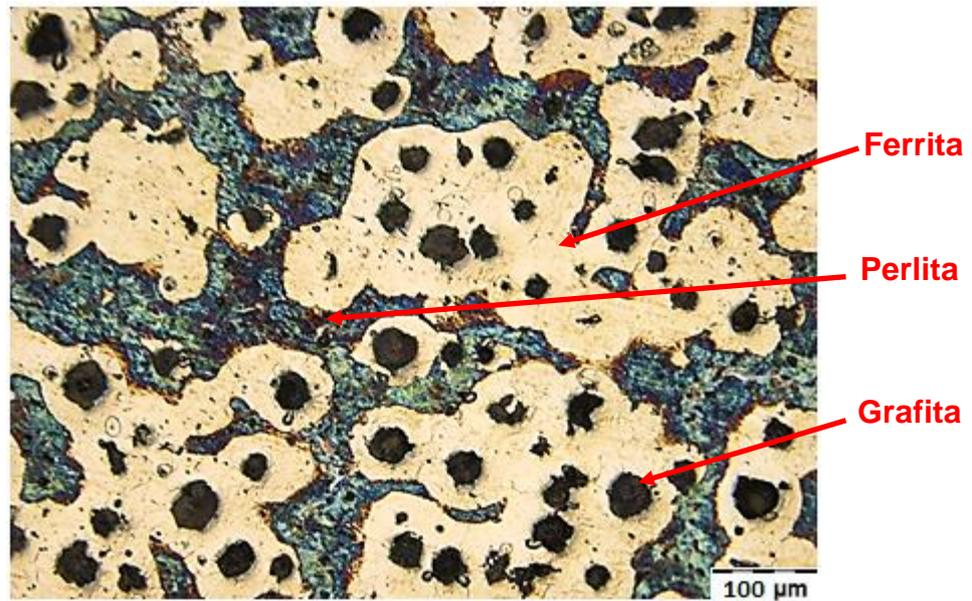


**Figura 51 - Microestrutura do ferro fundido nodular no meio raio (ampliação 100X)**



**Figura 52 - Microestrutura do ferro fundido nodular na superfície (ampliação 100X)**

A Figura 53 apresenta uma imagem gerada pelo software Olympus utilizada para a separação e contagem das fases. Após o tratamento realizado destaca-se a fase ferrítica (mais clara), a perlita em tons azulados e os nódulos de grafita.



**Figura 53 - Microestrutura do ferro fundido nodular na superfície (ampliação 200X)**

#### 4.1.2 Caracterização da Grafita Nodular

A Tabela 8 apresenta a porcentagem de grafita do centro, meio raio e superfície. Comparando-se os valores entre si, observa-se que a quantidade total de grafita é um pouco maior no centro, e diminui em relação à superfície, porém ficando dentro dos valores especificados. Considerando-se que uma das propostas do presente estudo é verificar a influência dos nódulos de grafita no comportamento das amostras submetidas aos ensaios tribológicos, esta diferença percentual de grafita, impactará diretamente nos resultados tribológicos, como será mostrado no decorrer do trabalho.

Tabela 8 – Resultado das medições de grafita

Posição da Barra	Porcentagem de Grafita ao longo do raio	
	%	Desvio Padrão
Centro	10,54	0,93
Meio Raio	9,33	0,58
Superfície	8,07	0,50

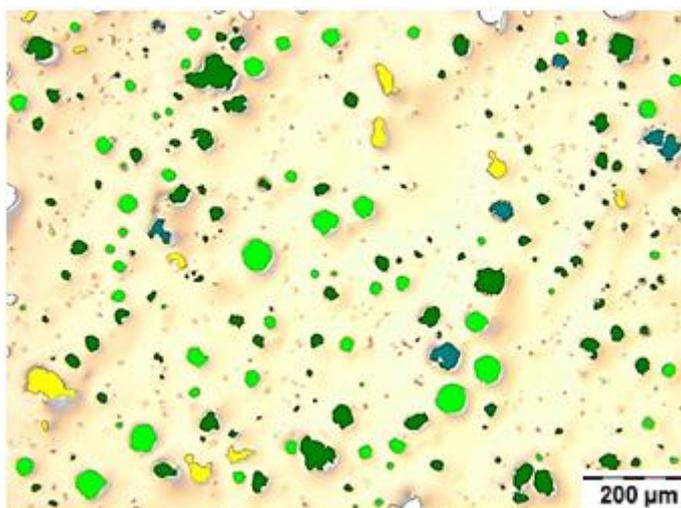


Figura 54 - Imagem gerada para contagem de nódulos do ferro fundido nodular no centro

A Tabela 9 resume os valores encontrados de perlita, ferrita e grafita. Como já mostrado, os valores de ferrita apresentaram-se maiores na superfície e os de perlita maiores no centro. Tratando-se do equilíbrio das três fases, obviamente o resultado de uma medição também é reflexo da outra, logo, as variações entre centro, meio raio e superfície equilibram-se em ter si ao se analisar os dados de ferrita, perlita e grafita.

Tabela 9 – Resultado das medições de ferrita, perlita e grafita

Posição da Barra	Porcentagem de Cada Fase ao Longo do Raio		
	% Ferrita	% Perlita	% Grafita
Centro	63,99	25,47	10,55
Meio Raio	64,44	24,23	9,45
Superfície	68,99	22,94	8,07

A taxa de resfriamento é um importante fator no controle da cristalização do carbono e na microestrutura final do ferro fundido. Esta taxa, bem como a adição de silício como elemento inoculante impacta diretamente na formação da grafita e consequentemente no tamanho e quantidade de nódulos. Quanto maior o tempo de resfriamento, menor será a eficiência do inoculante diminuindo o número de nódulos ao longo do raio da barra (Tisla, 2001)

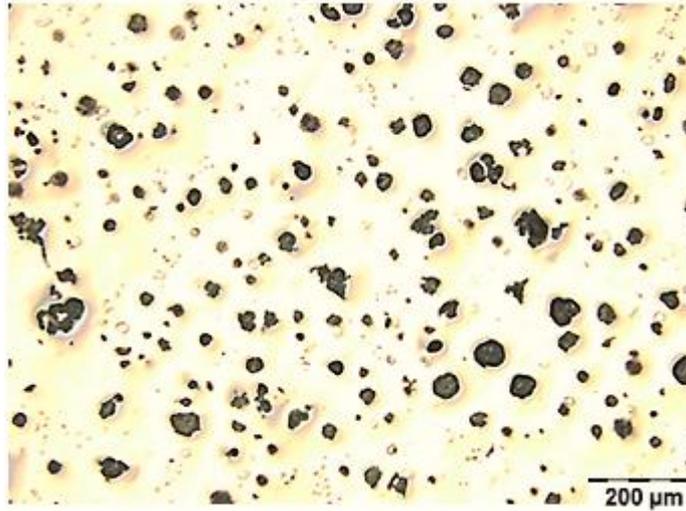
Na Tabela 10 observa-se a variação do número de nódulos nas três posições da barra. Como na superfície, a taxa de resfriamento é maior, apresenta-se uma maior quantidade de nódulos nesta região, diminuindo-se o número em direção ao centro da barra.

Tabela 10 – Resultado das medições de grafita

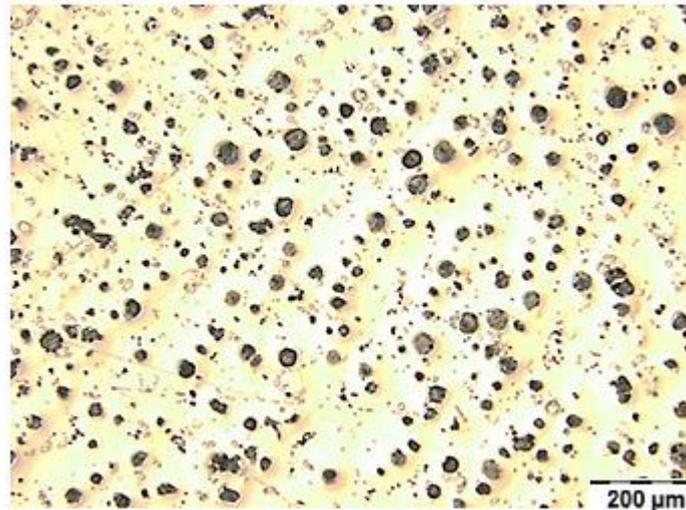
Posição da Barra	Nódulos de grafita ao longo do raio	
	Valor Médio	Desvio Padrão
Centro	628	75,03
Meio Raio	1149	147,94
Superfície	1535	136,35

A Figura 55, Figura 56 e Figura 57 a seguir mostram a microestrutura do ferro fundido nodular quanto aos nódulos de grafita esferoidal. Comparando-se as

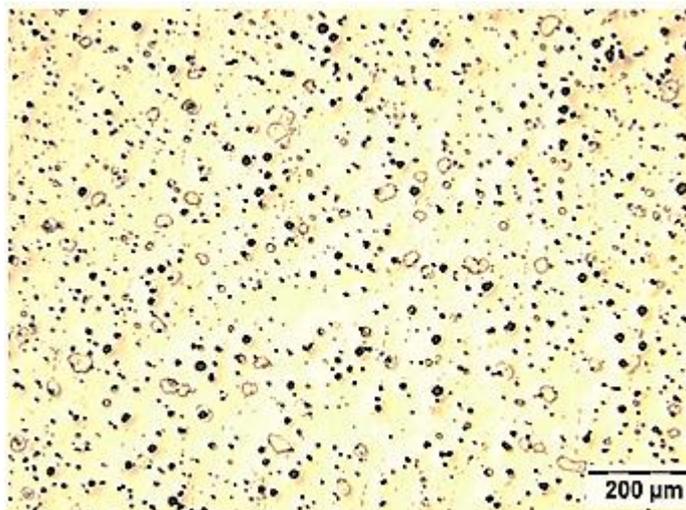
imagens, observa-se o demonstrado na Tabela 10, com uma maior quantidade de nódulos na superfície.



**Figura 55 - Microestrutura do ferro fundido nodular no centro (ampliação 100X)**



**Figura 56 - Microestrutura do ferro fundido nodular no meio raio (ampliação 100X)**



**Figura 57 - Microestrutura do ferro fundido nodular na superfície (ampliação 100X)**

O grau de nodularidade representa o quanto os grãos são esféricos. Critérios de qualidade determinam que estes valores devem ser os maiores possíveis. De acordo com a norma ASTM A 247-67, um ferro fundido para ser nodular deve possuir nodularidade acima de 80%. A Tabela 11 apresenta os resultados de centro, meio raio e superfície, sendo este último valor muito próximo do limite aceitável.

Tabela 11 – Resultado das medições de nodularidade

Posição da Barra	Nodularidade de grafita ao longo do raio	
	%	Desvio Padrão
Centro	84,93	4,09
Meio Raio	83,89	4,77
Superfície	80,94	5,27

O tempo de difusão é um fator determinante no tamanho do nódulo formado. Desta forma, como este tempo é maior no centro da barra, nesta região os nódulos formados são maiores, diminuindo à medida que se aproximam da superfície. Conforme ASTM A 247-67, para Ferros Fundidos Nodulares de Matriz Ferrítico / Perlítico, o tamanho dos nódulos varia de 5 a 8.

A Tabela 12 a seguir mostra a variação e quantidade do tamanho dos nódulos em relação ao centro meio raio e superfície:

Tabela 12 – Resultado das medições de tamanho de nódulos

Tamanho dos nódulos	Posição					
	Centro		Meio Raio		Superfície	
	Média	Desv.	Média	Desv.	Média	Desv.
“Size 5” - max 120µm	0,2	0,42	-	-	-	-
“Size 6” - max 60µm	14,2	4,89	1,7	1,76	-	-
“Size 7” - max 30µm	69,1	8,41	81,3	10,48	11	3,59
“Size 8” - max 15µm	147,6	18,71	366,3	96,34	672,2	57,97

A Figura 58 traz um comparativo do tamanho dos nódulos das três regiões estudadas.

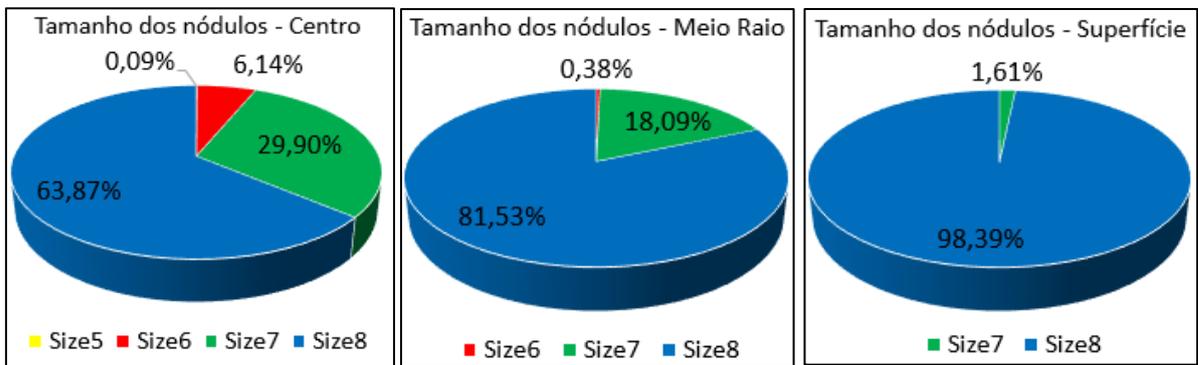


Figura 58 - Comparação em porcentagem quanto ao tamanho dos nódulos (C, MR e S)

### 4.1.3 Medição de dureza Brinell

A Tabela 13 mostra o resultado de medição de dureza Brinell nas três posições ao longo do raio da barra (centro, meio raio e superfície). Apesar das diferenças de microestrutura os valores apresentam-se muito similares.

Tabela 13 – Resultado das medições Dureza Brinell

Posição da Barra	Dureza Brinell	
	HB	Desvio Padrão
Centro	189,89	6,32
Meio Raio	189,65	2,68
Superfície	187,46	5,95
<b>Média</b>	<b>189,00</b>	<b>4,98</b>

Comparando-se os valores da Tabela 13 (dureza Brinell medida) com os valores da Tabela 14 que são os especificados pelo fabricante, observa-se que a medição realizada encontrou valores dentro da faixa especificada, evidenciando que as amostras utilizadas se tratam realmente do Ferro Fundido Nodular FUCO<sup>®</sup> FE 45012.

Tabela 14 – Especificações de Dureza Brinell do Fabricante

Dimensões Brutas Ø (mm)	Dureza (HB)
27,6 – 53,0	143 - 217
56,8 – 570,0	143 - 197

(Fonte: Fundição Tupy)

## 4.2 Boretação

### 4.2.1 Boretação Eletroquímica de 5h

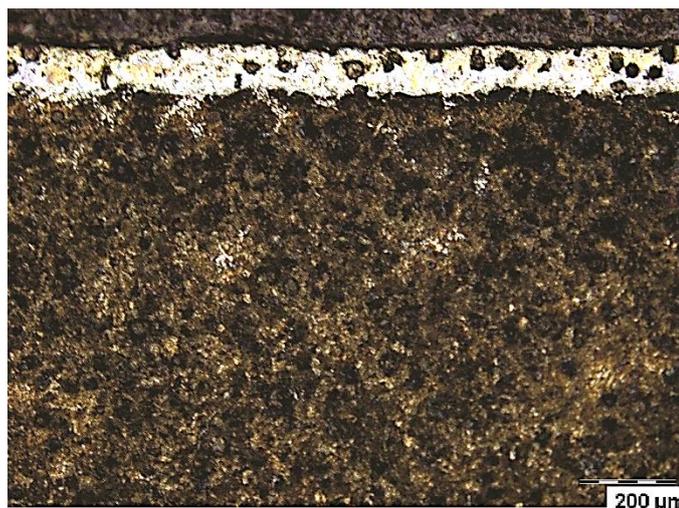
Com os valores de temperatura (950 °C) e densidade de correntes (100 mA/cm<sup>2</sup>) já previamente fixados, a boretação eletroquímica iniciou-se com um tempo de ensaio de 5h.

Como mostrado na Figura 59, Figura 60 e Figura 61, a boretação eletroquímica acarretou a formação de uma camada média de boretos 114 μm (Tabela 15). Entretanto, a análise por Difração de Raios-X (Figura 62) não evidenciou a formação da fase mais externa FeB, identificando apenas a fase Fe<sub>2</sub>B. Como observado nos estudos de Martini (2004), o processo de difusão do boro no ferro e a consequente formação dos boretos ocorre em 3 estágios: no primeiro formam-se as primeiras agulhas de Fe<sub>2</sub>B, no segundo aumenta a difusão do boro para o interior do metal base, fazendo com que os cristais Fe<sub>2</sub>B cresçam predominantemente neste estágio e em uma direção não paralela à superfície. No terceiro estágio, os cristais de Fe<sub>2</sub>B crescem com orientações paralelas à superfície externa. Somente após esta terceira etapa ocorre a formação da fase FeB, que é originada da reação de camadas Fe<sub>2</sub>B com o boro.

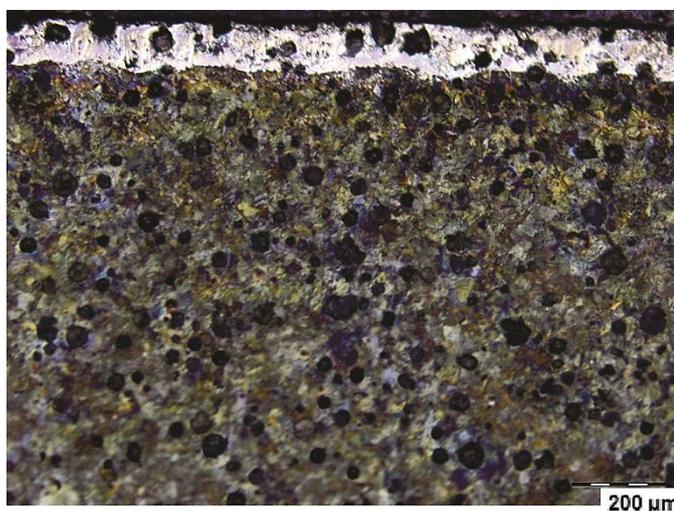
Relacionando este mecanismo de formação de fases com a não obtenção da camada externa FeB na boretação eletroquímica, verifica-se que devido ao uso da corrente, que aumenta a força eletromotriz de difusão, promovendo um aumento da espessura da camada boretada e, consequente, melhoria do processo como um todo, o tempo utilizado de 5h foi insuficiente para que os todos os estágios anteriormente descritos ocorressem, ou seja, o processo foi interrompido, muito provavelmente no segundo estágio, onde ainda ocorria o processo de difusão para o interior do metal base ou no estágio três, com o aumento da fase Fe<sub>2</sub>B em direção à superfície.

Com o intuito de investigar esta hipótese, os ensaios foram realizados utilizando a técnica de boretação termoquímica ou convencional, mantendo os mesmos parâmetros de tempo e temperatura, porém com a eliminação da corrente.

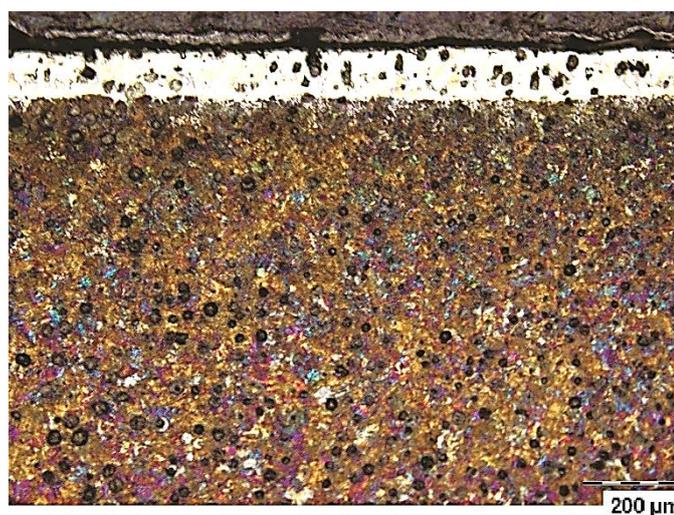
Quanto à dureza Vickers, as camadas boretadas apresentaram valores de 1406 HV no centro, 1518 HV no meio raio e 1388 HV na superfície, compatíveis com a literatura.



**Figura 59 - Microestrutura do ferro fundido após boretação eletroquímica de 5h (Centro)**



**Figura 60 - Microestrutura do ferro fundido após boretação eletroquímica de 5h (MR)**



**Figura 61 - Microestrutura do ferro fundido após boretação eletroquímica de 5h (Superfície)**

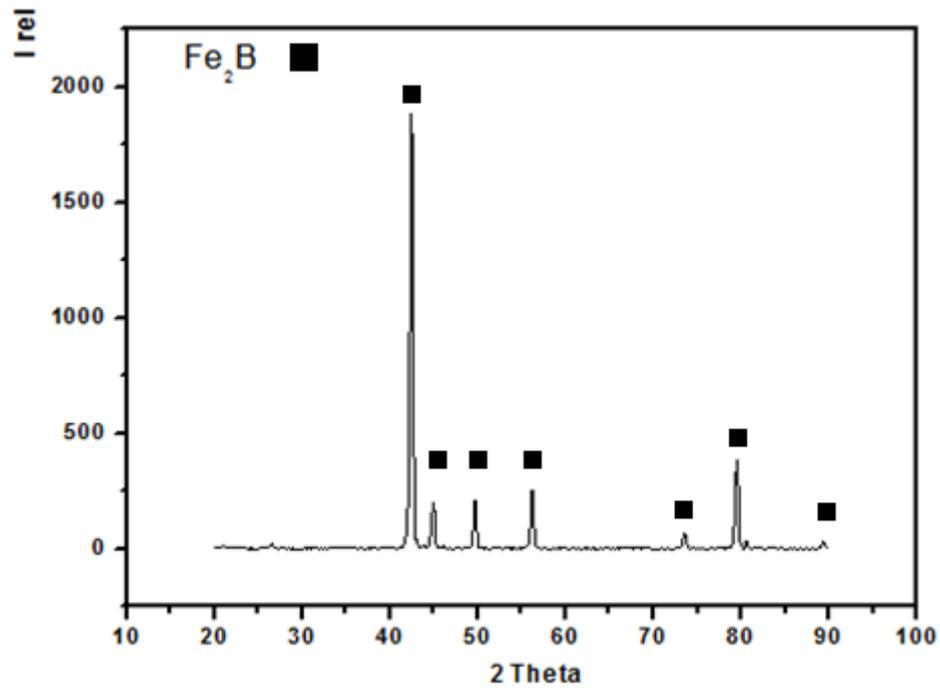


Figura 62 - Difração de Raios X Amostra Eletroquímica 5h (C)

A Tabela 15 mostra de forma detalhada a espessura da camada boretada para cada região da barra, apresentando valores muito similares em todas as posições.

Tabela 15 – Espessura de camada boretada (eletroquímica – 5h)

Posição da Barra	Espessura camada boretada	
	Valor ( $\mu\text{m}$ )	Desvio Padrão
Centro	117,39	8,68
Meio Raio	111,41	4,61
Superfície	112,05	5,27
<b>Valores Médios</b>	<b>~ 114</b>	<b>~ 6</b>

#### 4.2.2 Boretação Eletroquímica de 2h

Com o intuito de comprovar a eficácia da boretação eletroquímica no quesito tempo de ensaio, um novo experimento foi conduzido mantendo-se os parâmetros de temperatura e densidade de corrente iguais ao da boretação eletroquímica (5h e  $100 \text{ mA/mm}^2$ ), porém reduzindo o tempo do ensaio para 2 horas. O resultado mostrado na Figura 63 foi a formação de uma camada boretada média de cerca  $45 \mu\text{m}$ , o que pode ser correlacionado com os estudos de Kartal (2013) e Systs (2011), onde o tamanho da camada é diretamente proporcional ao tempo do ensaio.

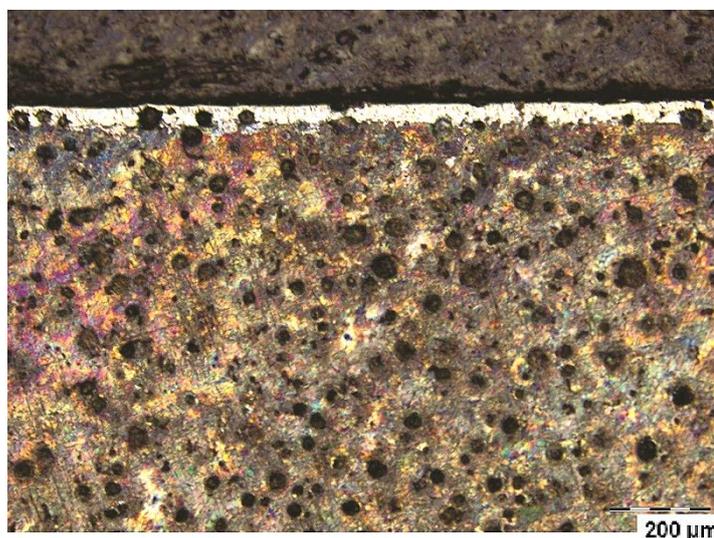


Figura 63 - Microestrutura do ferro fundido após boretação eletroquímica de 2h (centro)

#### 4.2.3 Boretação Termoquímica (Convencional) de 5h

Como mencionado no item 4.2.1, a boretação termoquímica foi realizada com o objetivo de verificar a formação das fases esperadas  $\text{FeB}$  e  $\text{Fe}_2\text{B}$ . O teste foi conduzido mantendo-se a mesma temperatura e tempo de ensaio utilizado no processo eletroquímico ( $950 \text{ }^\circ\text{C}$  e 5h). O resultado foi a formação de uma camada de boretos com espessuras menores e mais irregulares quando comparadas às camadas formadas nos ensaios anteriores, o que se evidencia ao verificar na Tabela 16 os desvios padrões das medições de espessura.

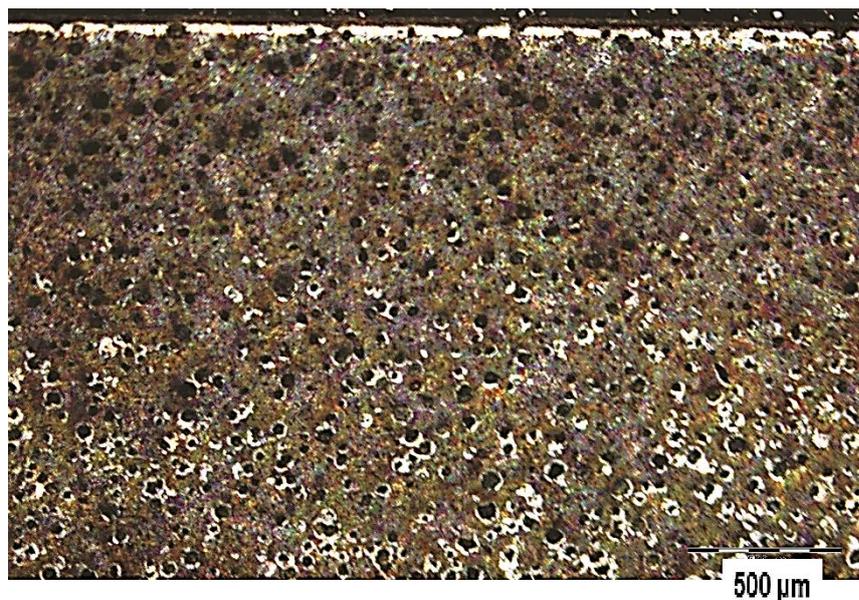


Figura 64 - Microestrutura do ferro fundido após boretção termoquímica de 5h (centro)

Tabela 16 – Espessura da camada boretada (termoquímica – 5h)

Posição da Barra	Espessura camada boretada	
	Valor ( $\mu\text{m}$ )	Desvio Padrão
Centro	71,88	10,03
Meio Raio	67,27	10,05
Superfície	69,88	10,03
<b>Valores Médios</b>	<b>~ 70</b>	<b>~ 10</b>

Entretanto, como mostra a Figura 65, neste caso a Difração de Raios-X mostrou a formação das duas fases ( $\text{Fe}_2\text{B}$  e  $\text{FeB}$ ) e de uma terceira fase identificada como óxido de boro ( $\text{Fe}_2\text{O}$  ( $\text{BO}_3$ )). Da mesma forma como evidenciado por Martini (2004) pode-se utilizar a mesma justificativa usada para explicar a não formação da fase  $\text{FeB}$  no ensaio eletroquímico para justificar a obtenção da mesma no ensaio termoquímico. Mantendo-se o mecanismo dos 3 estágios para a formação de  $\text{Fe}_2\text{B}$  e a obtenção de  $\text{FeB}$  somente após a finalização do último estágio, conclui-se que com a eliminação da corrente e transformação do processo de eletroquímico para termoquímico, ocorreu uma diminuição da quantidade de boro difundida para o metal base e conseqüentemente uma redução da camada boretada. Logo, o tempo de 5 horas utilizado foi suficiente para que ocorresse toda a difusão possível de boro (finalização dos 3 estágios) seguida da transformação das fases  $\text{Fe}_2\text{B}$  em  $\text{FeB}$ .

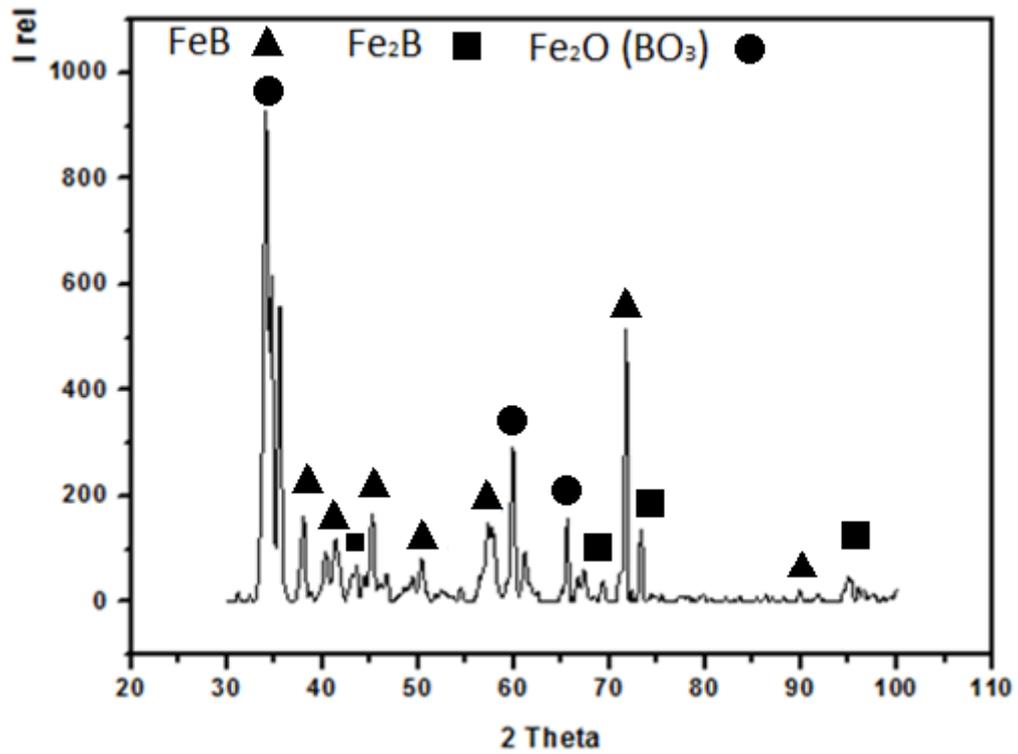


Figura 65 - Difração de Raio X Amostra Termoquímica 5h (C)

Em relação à dureza Vickers, as camadas boretadas de FeB apresentaram valores de 1566 HV no centro, 1712 HV no meio raio e 1617 HV na superfície.

## 4.3 Tribologia

### 4.3.1 Avaliação em Função da Fase Formada (dureza)

Como apresentado nos resultados de boretação, de acordo com o processo utilizado (boretação eletroquímica ou convencional), ocorreu a formação de apenas uma fase ( $\text{Fe}_2\text{B}$ ) ou de duas fases ( $\text{FeB}$  e  $\text{Fe}_2\text{B}$ ). Tal característica influencia diretamente na dureza da camada formada e conseqüentemente nos resultados de coeficiente de atrito e desgaste. Outro importante fator a ser considerado, são as espessuras das camadas formadas e suas interações com os respectivos substratos, influenciando diretamente nos fenômenos em questão (Holmberg, 1998).

Como nesta etapa de análise está sendo feita a comparação entre três superfícies diferentes (Ferro Fundido Nodular sem boretação, camada  $\text{Fe}_2\text{B}$  (boretação eletroquímica) e camada  $\text{FeB}$  (boretação termoquímica)), serão abordadas as diferenças de dureza das camadas entre si e seus comportamentos em diferentes temperaturas. Para isso, foi escolhida a posição de meio raio para ser analisada.

#### 4.3.1.1 Coeficiente de Atrito

- Temperatura 20°C:

A Figura 66 apresenta o comportamento do coeficiente de atrito, a 20 °C, das amostras submetidas ao ensaio eletroquímico e termoquímico e comparadas a uma amostra como recebida (sem boretação).

No final do ensaio as amostras apresentaram um coeficiente de atrito médio ( $\mu$ ) de 0,01 para a amostra submetida a boretação convencional (fase  $\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B}$ ), 0,07 para a boretação eletroquímica (fase  $\text{Fe}_2\text{B}$ ) e 0,09 para a amostra sem boretação. Todas as condições de ensaio apresentam uma tendência de estabilização após 50m, e como mostrado na Tabela 17, os valores finais ao fim dos 100 m foram de

0,12 (sem boretação), 0,08 (boretação eletroquímica) e 0,01 (boretação convencional). Valores extremamente baixos de coeficientes de atrito foram observados em estudos de superfícies de revestimentos extremamente duros de nitreto de titânio (Gardos, 1994).

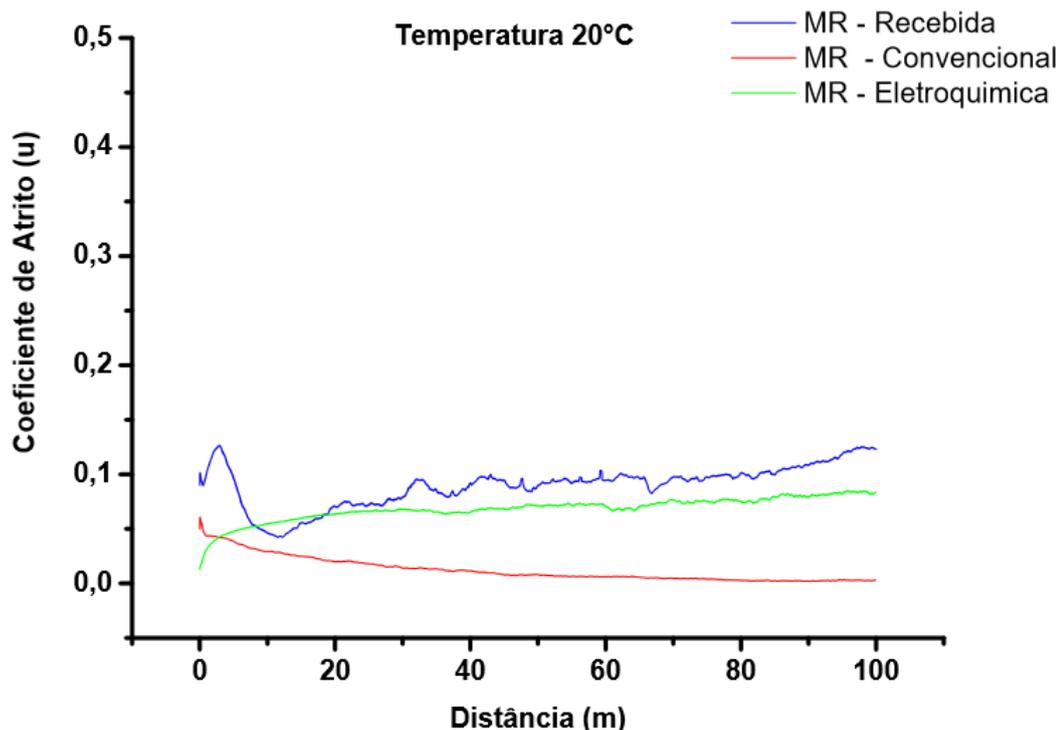


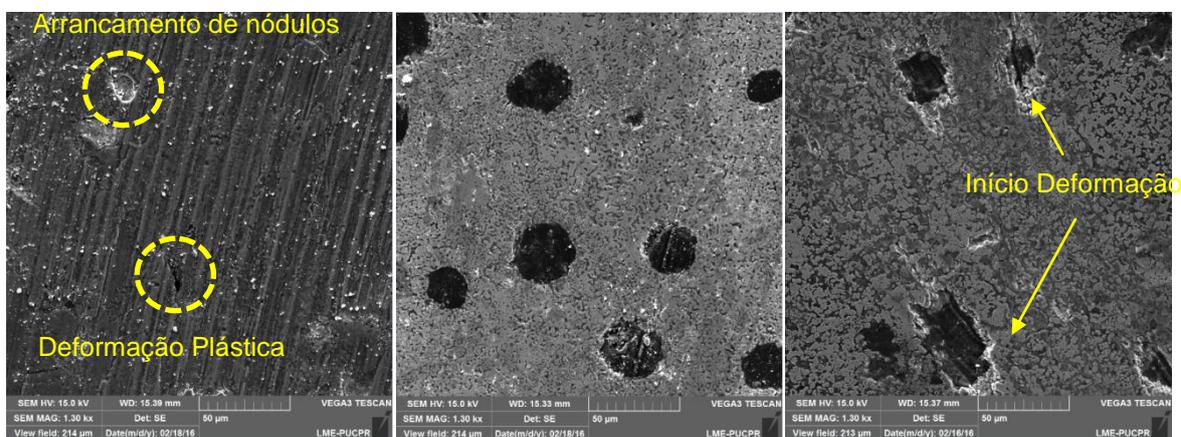
Figura 66 - Coeficiente de atrito do meio raio, a 20°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica

Comparando-se os resultados da Tabela 17, observa-se que a boretação convencional apresentou o menor resultado de coeficiente de atrito médio e o menor valor ao fim dos 100m de ensaio. Os baixos coeficientes de atritos podem ser atribuídos ao grande aumento de dureza obtido pelas camadas de boretos. À medida que a dureza diminui, ocorre um aumento do coeficiente de atrito. À temperatura de 20° C torna-se evidente a eficácia do processo de boretação na diminuição do coeficiente de atrito.

**Tabela 17** – Comparação do coeficiente de atrito do meio raio, a 20°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica

Ensaio Realizado	Coeficiente de Atrito Meio Raio – 20°C	
	Valor Médio	Valor Final
Recebida	0,09	0,12
Boretação eletroquímica	0,07	0,08
Boretação convencional	0,01	0,003

A análise das imagens do MEV das trilhas de deslizamentos formadas revela importantes características que auxiliam no entendimento dos resultados de atrito e desgaste obtidos. Na Figura 67(A), a trilha apresenta uma grande quantidade de linhas de arado evidenciando o desgaste abrasivo, arrancamento dos nódulos de grafita e deformação plástica, o que não se observa nas trilhas boretadas. As amostras boretadas apresentaram uma pequena quantidade de linhas de arado e uma maior estabilidade dos nódulos de grafita. Comparando-se a Figura 67(B) (Fase FeB) com a Figura 67(C) (fase Fe<sub>2</sub>B), observa-se uma maior quantidade de desgaste e início de deformação na amostra da fase Fe<sub>2</sub>B, de menor dureza.



(a) Sem boretação

(b) Boretação Convencional

(c) Boretação Eletroquímica

**Figura 67** – Trilha de desgaste do meio raio, a 20°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica

- Temperatura 300°C: MR

A análise dos resultados à temperatura de 300 °C mostra que com o aumento da temperatura ocorre um aumento dos coeficientes de atrito, independente da superfície analisada.

Na Figura 68 e Tabela 18, os resultados médios do coeficiente de atrito ( $\mu$ ) foram de 0,26 para a amostra sem boretação e 0,16 para as amostras boretadas tanto convencionalmente quanto eletroquimicamente. Uma análise em separado das curvas mostra uma grande variação da amostra sem boretação apresentando um aumento do coeficiente de atrito após 60 m de ensaio e terminado os 100 m com um valor de 0,4. Apesar de apresentarem valores médios iguais, após 50 m de ensaio, as amostras boretadas tendem a apresentar uma estabilização dos resultados, ficando a boretação convencional com ( $\mu$ ) final de 0,15 contra 0,21 da boretação eletroquímica.

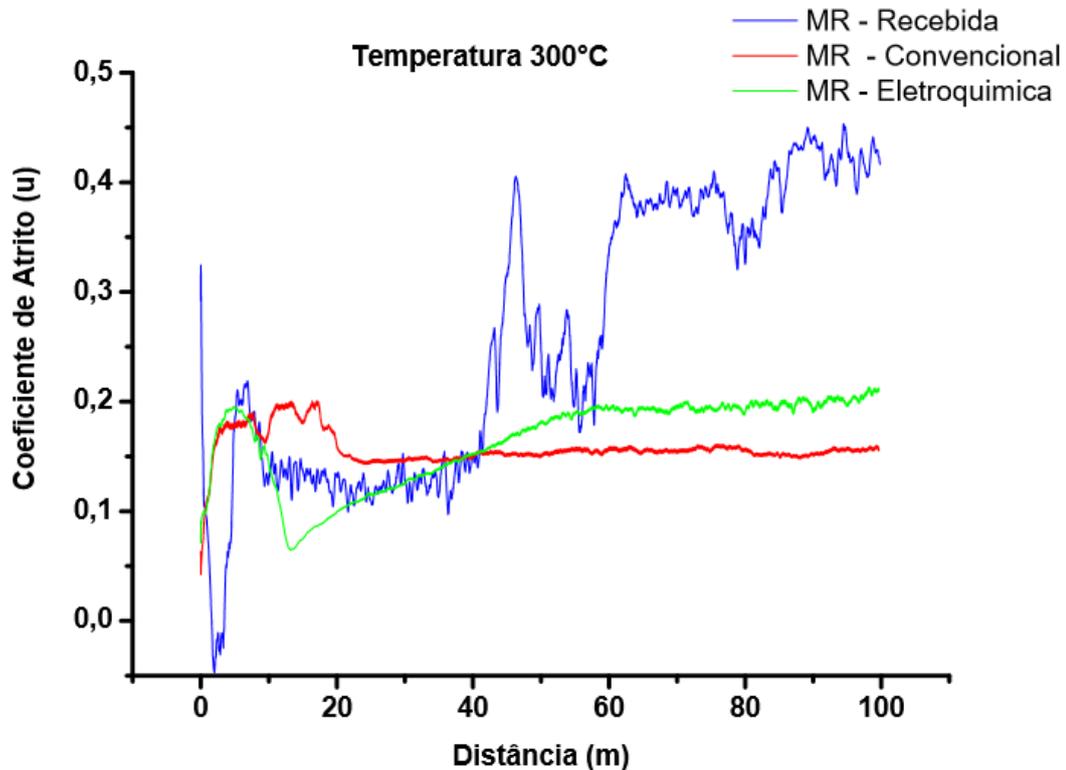
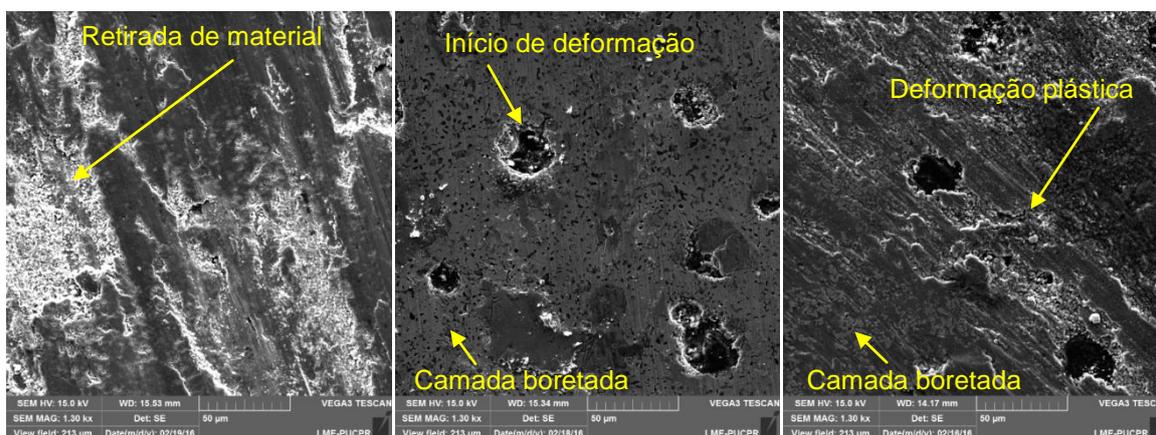


Figura 68 - Coeficiente de atrito do meio raio, a 300°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica

**Tabela 18** – Comparação do coeficiente de atrito do meio raio, a 300°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica

Ensaio Realizado	Coeficiente de Atrito Meio Raio – 300°C	
	Valor Médio	Valor Final
Recebida	0,26	0,42
Boretação eletroquímica	0,16	0,21
Boretação convencional	0,16	0,15

A análise da Figura 69(A) mostra a trilha da amostra sem boretação. Com a temperatura de 300 °C são observadas linhas de arado e retirada de material, ocorre arrancamento de nódulos de grafita e uma grande deformação plástica. A Figura 69(B), de fase FeB, apresenta um início de desgaste da camada e deformação ao redor do nódulo de grafita. Na Figura 69(C), de fase Fe<sub>2</sub>B, a deformação plástica da camada é maior, bem como o encobrimento dos nódulos, porém a camada boretada ainda se mantém.



(a) Sem boretação

(b) Boretação Convencional

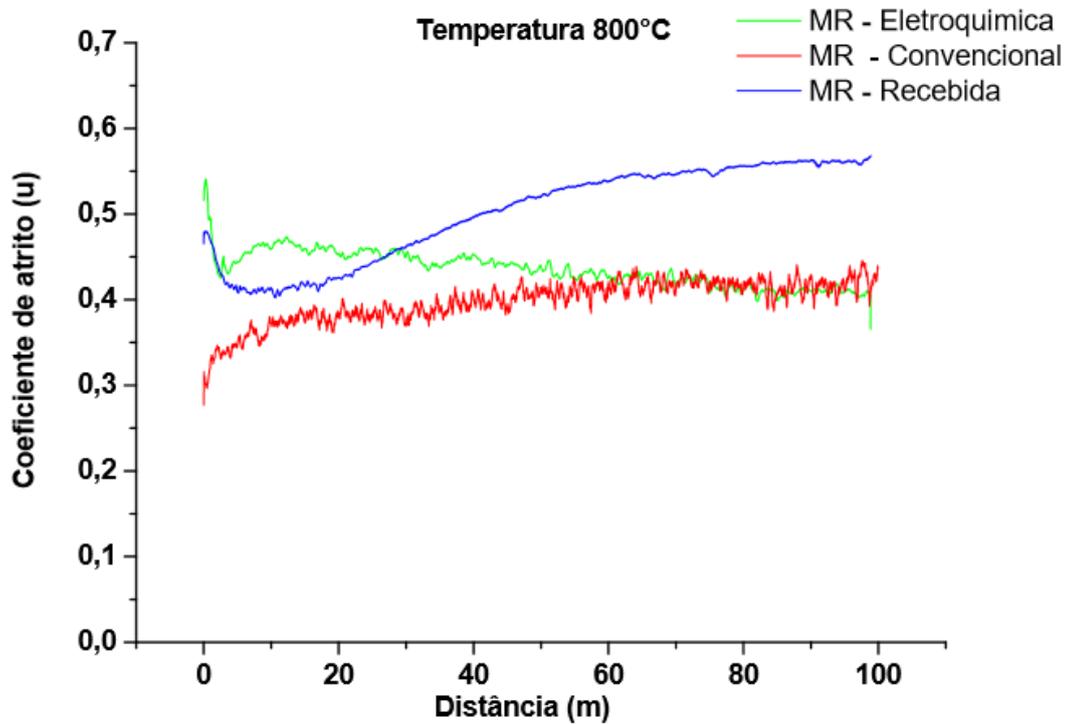
(c) Boretação Eletroquímica

**Figura 69 - Trilha de desgaste da superfície, a 300°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica**

- Temperatura 800°C: MR

A Figura 70 e Tabela 19 confirmam a tendência apresentada nos resultados anteriores onde quanto maior for temperatura do ensaio, maior foi o coeficiente de atrito obtido.

A amostra sem boretação apresentou um coeficiente de atrito médio ( $\mu$ ) de 0,50, 0,43 para a boretação eletroquímica e 0,40 para a convencional. Todas as amostras apresentam uma tendência de estabilização dos resultados após 50 m de ensaio. Analisando-se as amostras boretadas, os resultados após 50 m de ensaio apresentam-se muito parecidos, ou seja, a influência da camada mais dura FeB não foi significativa no resultado final, apresentando a boretação convencional um resultado de 0,44 contra 0,40 da eletroquímica. Evidencia-se na boretação convencional, uma remoção da camada FeB externa, permanecendo apenas a fase Fe<sub>2</sub>B, justificando-se os comportamentos similares.



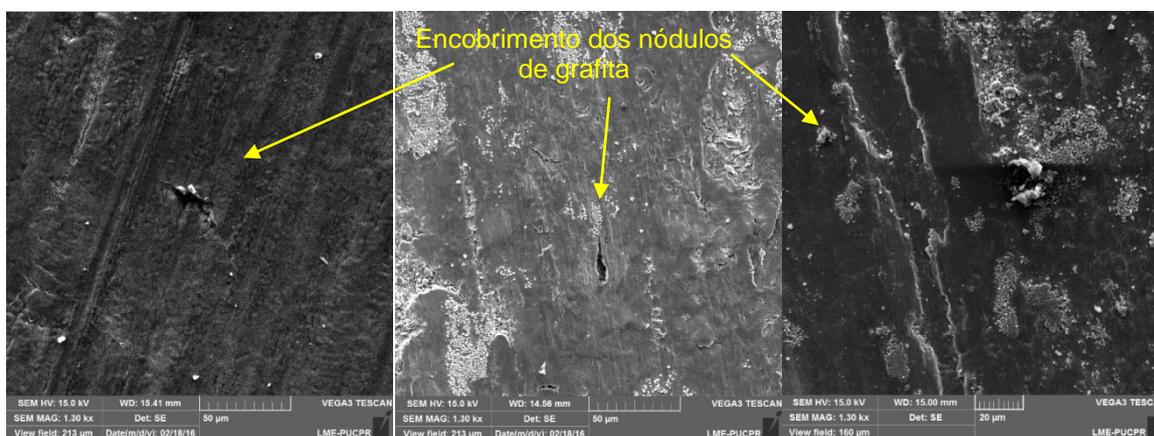
0,

Figura 70 - Coeficiente de atrito do meio raio, a 800°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica

**Tabela 19** –Comparação do coeficiente de atrito do meio raio, a 800°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica

Ensaio Realizado	Coeficiente de Atrito Meio Raio – 800°C	
	Valor Médio	Valor Final
Recebida	0,50	0,57
Boretação eletroquímica	0,43	0,40
Boretação convencional	0,40	0,44

A análise das imagens do MEV da Figura 71 mostra uma semelhança entre as trilhas, com grande deformação plástica e encobrimento dos nódulos de grafita.



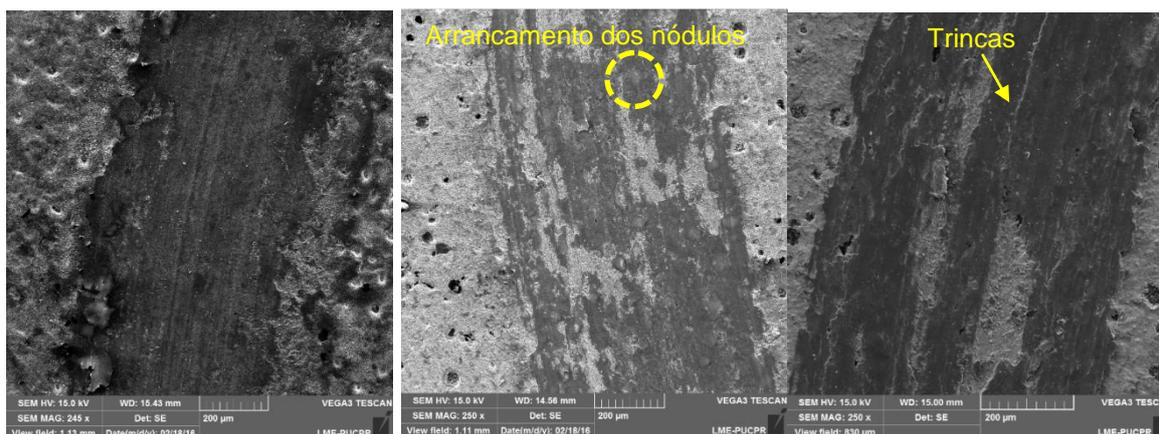
(a) Sem boretação

(b) Boretação Convencional

(c) Boretação Eletroquímica

**Figura 71 - Trilha de desgaste do meio raio, a 800°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica (magnitude 1,3 kx)**

Realizando-se uma análise das trilhas com uma menor ampliação, observa-se a permanência da camada boretada, porém, ocorre um grande arrancamento de nódulos e trincas nas camadas. Revestimentos duros e de pouca espessura sobre substratos macios são suscetíveis à fratura devido às tensões causadas pela deformação do substrato (Holmberg, 1998).



(a) Sem boretação

(b) Boretação Convencional

(c) Boretação Eletroquímica

**Figura 72 - Trilha de desgaste do meio raio, a 800°C, nas condições: sem boretação, boretação convencional e eletroquímica (magnitude 250 x)**

A análise da Figura 73 mostra o comportamento das camadas boretadas em relação a todas as temperaturas ensaiadas. Em todas as condições, os resultados das amostras boretadas apresentaram menores coeficientes de atrito quando comparados às amostras sem boretação, comprovando a eficácia do aumento de dureza na redução do coeficiente de atrito. Comparando-se a boretação convencional (fase externa FeB mais dura) com a boretação eletroquímica (fase externa Fe<sub>2</sub>B) observou-se melhores resultados da fase FeB à temperatura ambiente, evidenciando uma estabilidade da camada no ensaio. À medida que se elevou a temperatura, a pequena espessura da camada FeB, aliada à sua fragilidade e diferentes coeficientes de dilatação térmica (Allaoui, 2006), contribuíram para a remoção da camada e uma equalização dos resultados entre os diferentes processos de boretação.

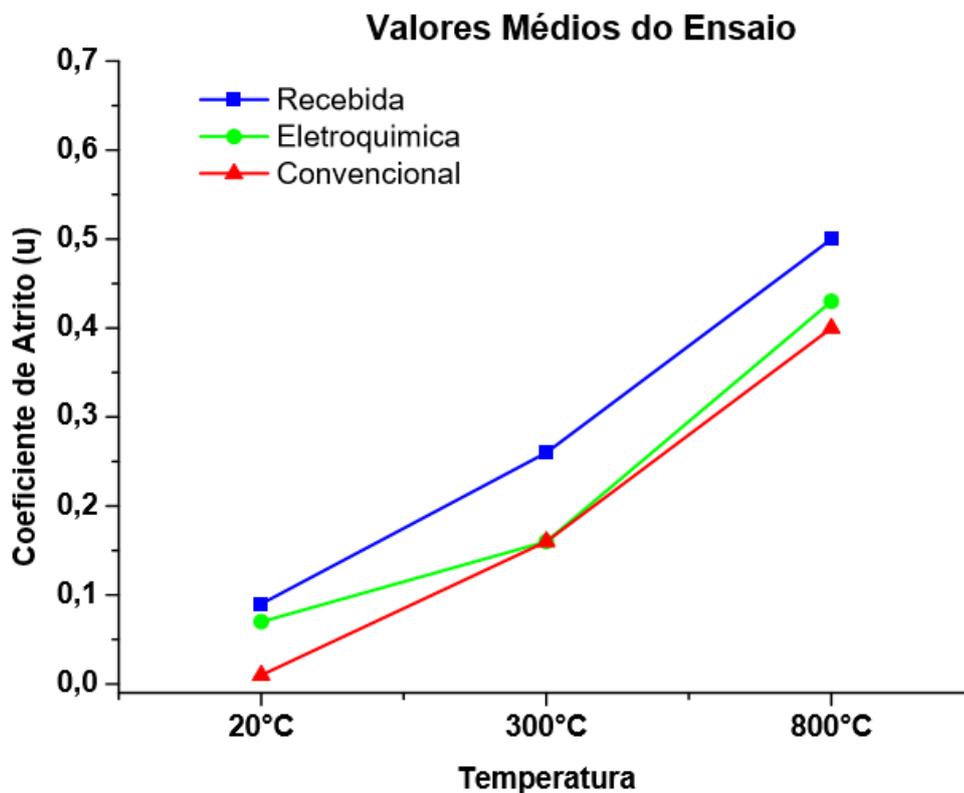


Figura 73 - Valores médios dos coeficientes de atrito das amostras ensaiadas em 20 °C, 300 °C e 800 °C

#### 4.3.1.2 Taxa de Desgaste

A Figura 74 mostra um comparativo da taxa de desgaste das amostras ensaiadas em todas as temperaturas. Observou-se que em todas as condições, independente da superfície analisada, ocorre um aumento do desgaste com o aumento da temperatura.

Na temperatura de 20 °C, a amostra sem boretação apresentou o pior resultado, comprovando-se o observado na Figura 67, onde se evidencia o desgaste abrasivo. Nas amostras boretadas, observa-se a preservação das camadas de boretos. Comparando-se o desgaste da fase FeB com o da fase Fe<sub>2</sub>B, evidenciou-se a preservação da fase externa FeB, fazendo com que sua maior dureza contribuísse para a diminuição do desgaste.

À temperatura de 300°C, mantém-se a eficiência do processo de boretação em relação a não boretada. A grande diferença de aumento de desgaste da amostra

não boretada também pode ser percebida na Figura 69, onde há grande deformação plástica e retirada de material. Comparando-se as amostras boretadas, os resultados de desgaste são semelhantes, porém, a amostra convencional de fase FeB apresenta um maior desgaste em relação a eletroquímica de fase Fe<sub>2</sub>B, comprovando remoção e instabilidade da fase mais dura (FeB).

Os resultados à 800 °C não acompanham a tendência dos resultados de atrito, onde, em todas as condições estudadas, a boretção apresentou melhores desempenhos. Nesta condição, a taxa de desgaste foi consideravelmente maior para as amostras boretadas. Na comparação entre as amostras boretadas, o pior resultado foi obtido na amostra de fase FeB, evidenciando a remoção da camada e a semelhança entre os coeficientes de atrito (Figura 70). Evidencia-se assim a importância das interações entre si, das camadas formadas (Holmberg, 1998) bem como a espessura das camadas de boretos obtidas, onde, quanto maior for a camada, menor é o desgaste (Meric, 2006).

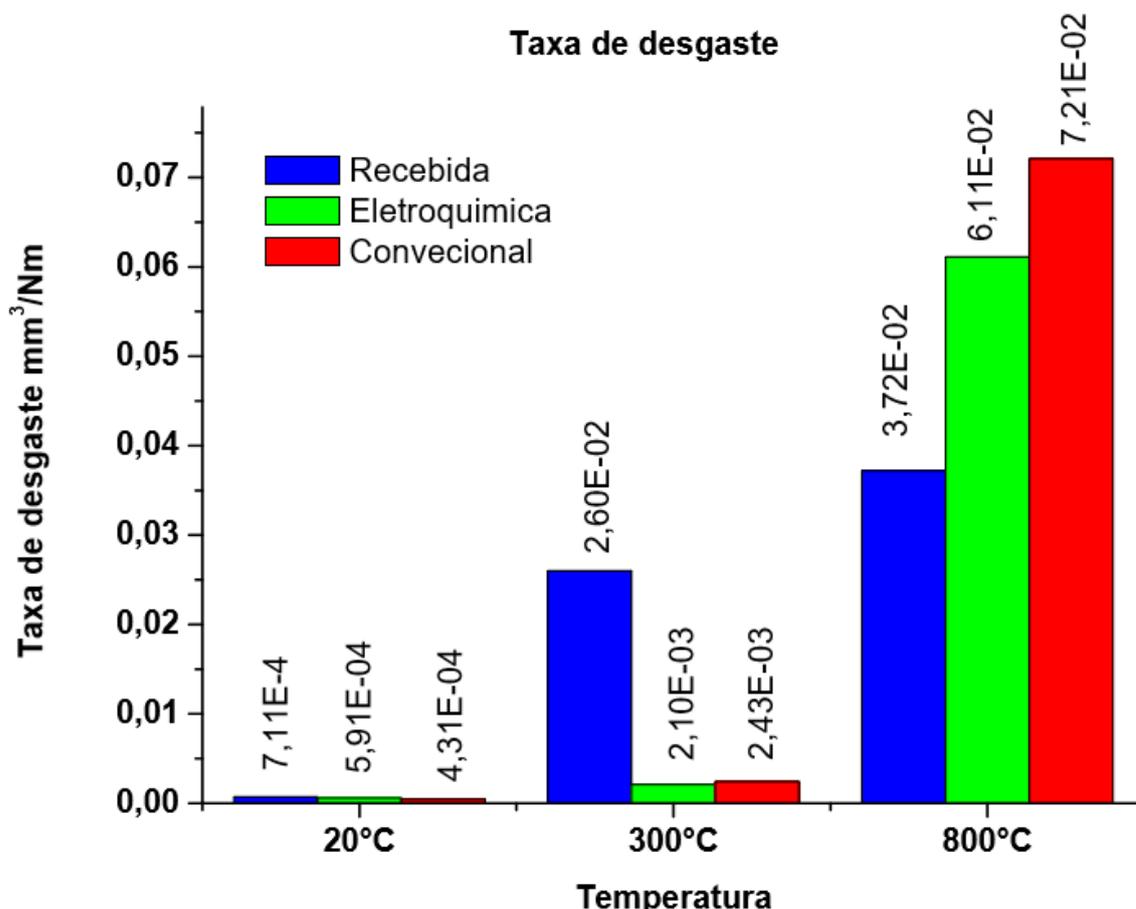


Figura 74 – Taxa de desgaste das amostras ensaiadas a 20 °C, 300 °C e 800 °C

### **4.3.2 Avaliação em função dos nódulos e quantidade de grafita**

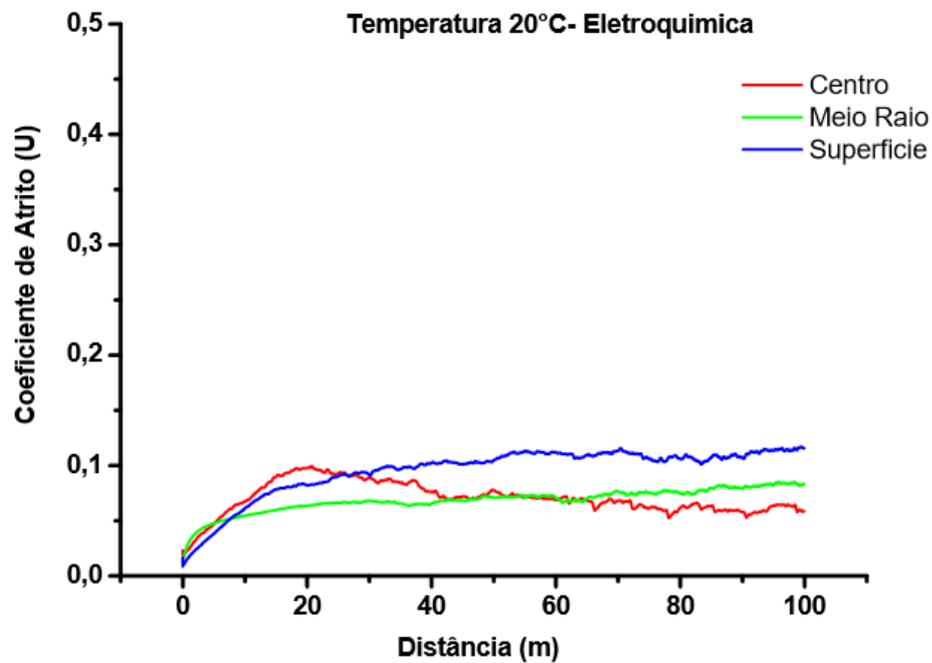
Nesta etapa de análise, será considerada a influência da quantidade de grafita e quantidade de nódulos nos resultados de atrito e desgaste das camadas boretadas. Para tanto, serão comparadas as amostras de centro, meio raio e superfície para os ensaios de boretção eletroquímica e convencional.

#### **4.3.2.1 Coeficiente de Atrito**

- Temperatura 20°C:

A Figura 75 apresenta o comportamento do coeficiente de atrito, a 20 °C, das amostras submetidas ao ensaio eletroquímico (formação da fase Fe<sub>2</sub>B) nas posições centro, meio raio e superfície.

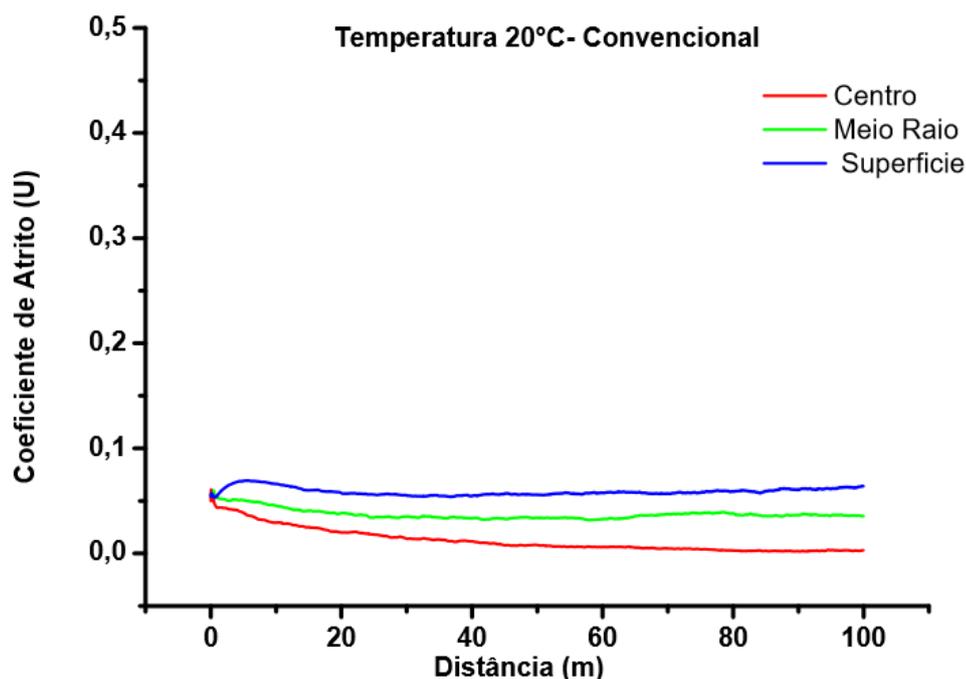
O coeficiente de atrito médio ( $\mu$ ), mostrado na Figura 75, foi de 0,07 para o centro, 0,07 para o meio raio e 0,1 para a superfície. As amostras também apresentaram uma tendência de estabilização dos valores após os 50 m de ensaio, ficando os valores finais, ao fim dos 100 m de 0,06, 0,08 e 0,1 respectivamente para centro, meio raio e superfície.



**Figura 75 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 20°C, na boretação eletroquímica**

Um comportamento similar às amostras boretadas eletroquimicamente foi observado na boretação convencional, porém com menores valores de coeficiente de atrito, devido ao aumento da dureza da camada externa FeB (Gardos, 1994).

Na Figura 76, o valor médio do coeficiente de atrito ( $\mu$ ) apresentou-se ao final do ensaio, valores de 0,01 para o centro, 0,04 para o meio raio e 0,06 para a superfície. Também se manteve a característica de estabilização dos resultados e os valores podem ser vistos na Tabela 20.



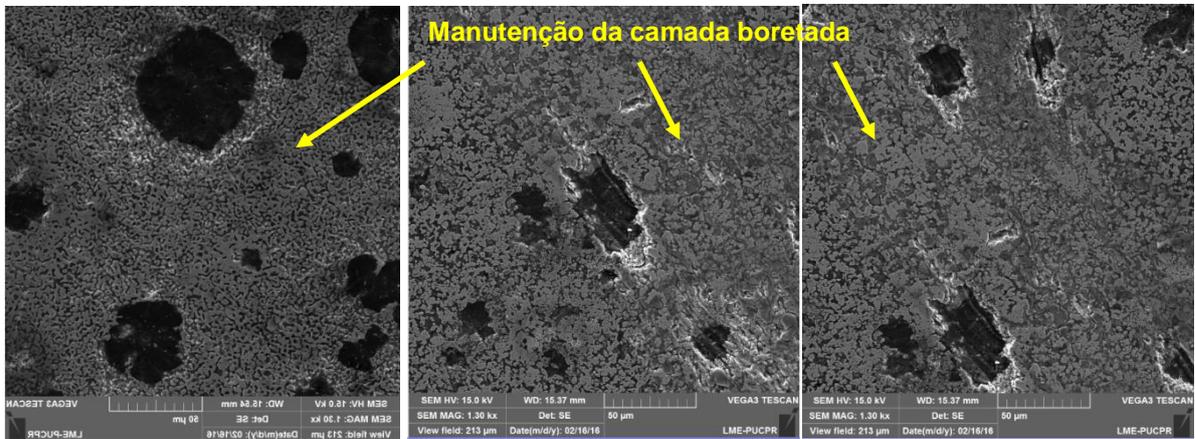
**Figura 76 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 20°C, na boretção convencional**

**Tabela 20** –Comparação do coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 20 °C, nas condições: boretção eletroquímica e convencional

Ensaio Realizado	Coeficiente de Atrito – 20°C			
	Eletroquímica		Convencional	
	Valor Médio	Valor Final	Valor Médio	Valor Final
Centro	0,07	0,06	0,01	0,003
Meio Raio	0,07	0,08	0,04	0,04
Superfície	0,1	0,1	0,06	0,06

À temperatura de 20 °C, tanto para a boretção eletroquímica quanto para a convencional, os menores resultados de coeficiente de atrito foram obtidos nas amostras no centro e aumentando em direção à superfície. Analisando-se as trilhas de desgaste da Figura 77, todas as condições apresentaram comportamentos muito similares, com a manutenção das camadas boretadas. Desta forma, o maior tamanho do nódulo de grafita das amostras do centro, apresentou um menor resultado de coeficiente de atrito em comparação à maior quantidade de nódulos da superfície. Outro importante fator a ser analisado, como mostra a Tabela 8, é uma

pequena variação da quantidade de grafita ao longo da barra, apresentando uma sensível diminuição em relação à superfície e contribuindo para o aumento do coeficiente de atrito.



(a) Boretação Eletroquímica Centro (b) Boretação Eletroquímica Meio Raio (c) Boretação Eletroquímica Superfície



(d) Boretação Convencional Centro (e) Boretação Convencional Meio Raio (f) Boretação Convencional Superfície

**Figura 77 - Trilha de desgaste do centro, meio raio e superfície, a 20°C, nas condições: boretação eletroquímica e convencional**

- Temperatura 300°C:

À temperatura de 300 °C manteve-se também a tendência de aumento de coeficiente de atrito com o aumento da temperatura. A Figura 78 e Figura 79 mostram que todas as curvas analisadas apresentam um mesmo comportamento, onde nos primeiros 20 metros de ensaio, ocorre um aumento dos coeficientes de atrito seguidos por uma queda e a tendência de estabilização após 40 m de ensaio.

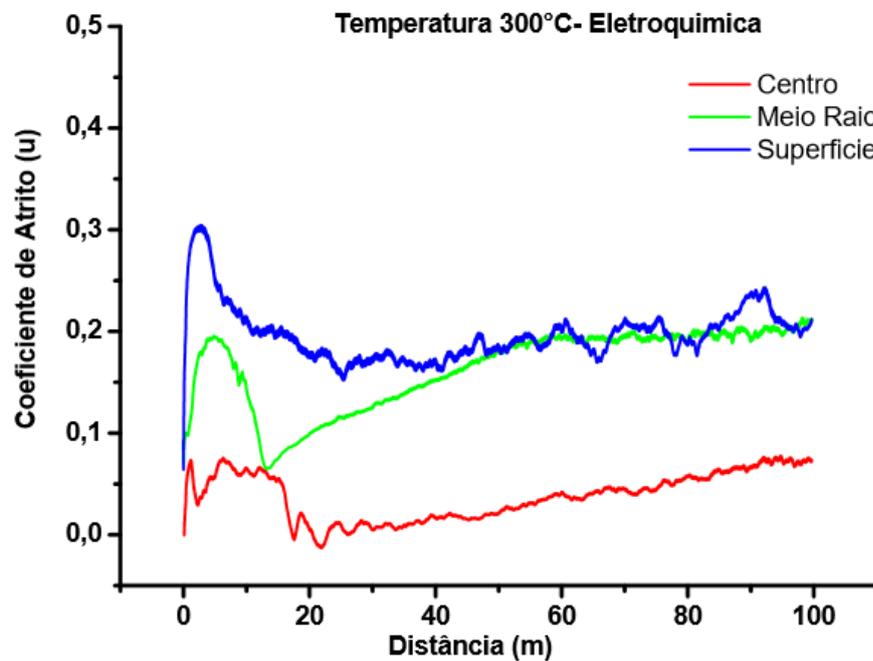
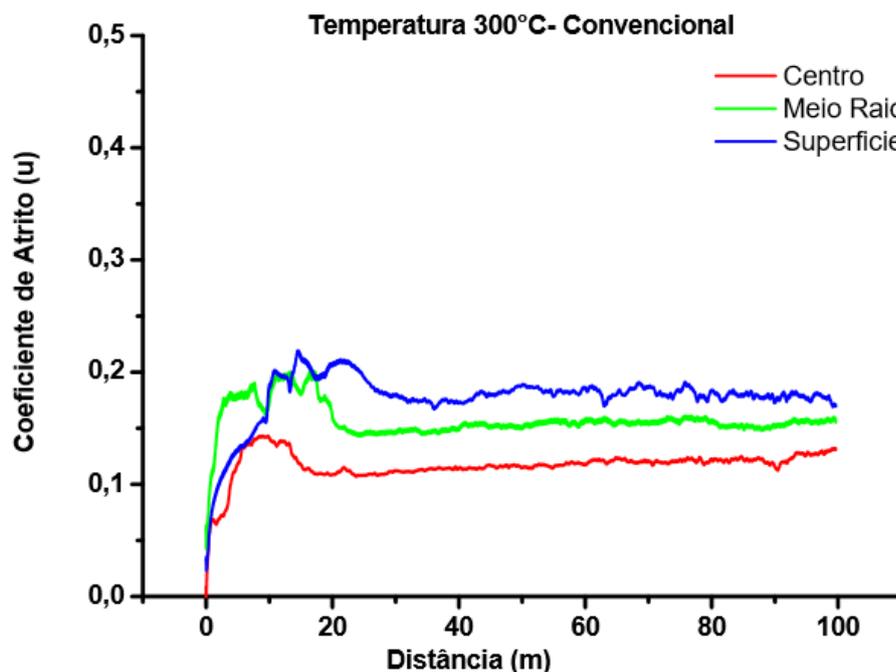


Figura 78 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 300°C, na boretção eletroquímica



**Figura 79 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 300°C, na boretção convencional**

Na Tabela 21, os coeficientes de atrito médios e os valores ao fim dos ensaios mais uma vez apresentam-se menores no centro das amostras e aumentam em direção à superfície.

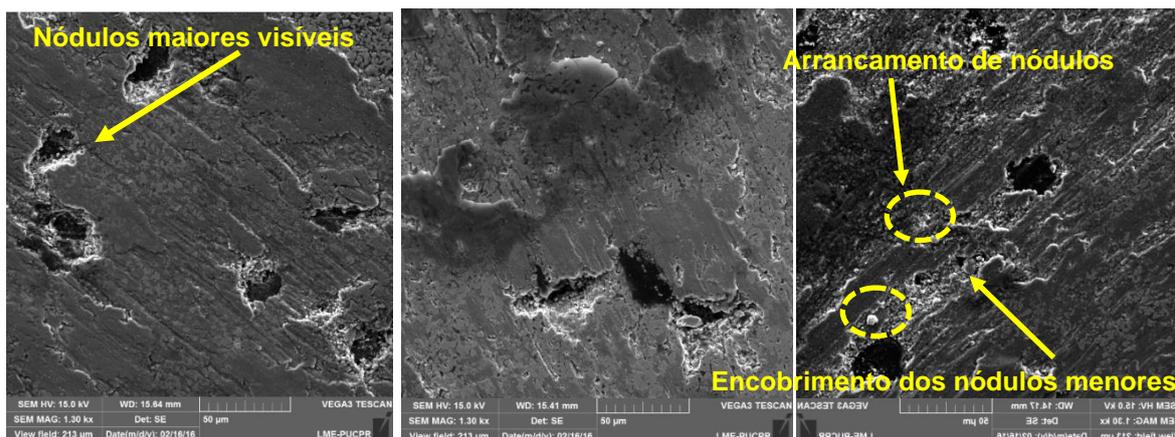
**Tabela 21** –Comparação do coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 300°C, nas condições: boretção eletroquímica e convencional

Ensaio Realizado	Coeficiente de Atrito – 300°C			
	Eletroquímica		Convencional	
	Valor Médio	Valor Final	Valor Médio	Valor Final
Centro	0,06	0,10	0,12	0,13
Meio Raio	0,16	0,21	0,16	0,16
Superfície	0,20	0,21	0,18	0,17

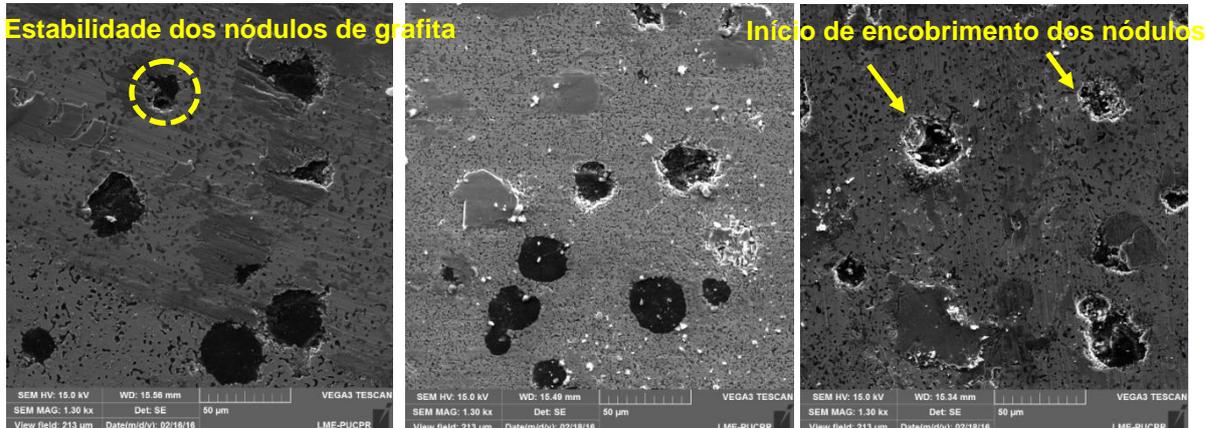
A análise das trilhas de desgaste da Figura 80, mostra diferenças de comportamento das camadas boretadas, logo, as análises dos nódulos de grafita devem ser realizadas de forma separada.

Na boretação convencional (Figura 80 – D, E e F), um comportamento similar ao apresentado na temperatura de 20°C é observado, com estabilidade dos nódulos. Nesta temperatura é observado um início de deformação e um pequeno encobrimento dos nódulos de menor tamanho da superfície (Figura 80F). Desta forma, a manutenção da matriz e o maior tamanho dos nódulos centrais, apresentam os melhores resultados em comparação à maior quantidade de nódulos da superfície.

Na boretação eletroquímica (Figura 80 – A, B e C), observou-se 2 características importantes ao se comparar a Figura 80A (centro) com a Figura 80C (superfície). Como nesta temperatura houve um aumento da deformação plástica, os nódulos de menor tamanho, da superfície, apresentaram-se encobertos, ficando visíveis apenas os de maior tamanho. Também se observou arrancamentos de nódulos pequenos da superfície. Assim, justificam-se os resultados da Tabela 21, com os melhores resultados obtidos nas amostras do centro, onde são maiores os nódulos de grafita, não apresentando arrancamentos e ficando visíveis frente à deformação plástica.



(a) Boretação Eletroquímica Centro (b) Boretação Eletroquímica Meio Raio (c) Boretação Eletroquímica Superfície



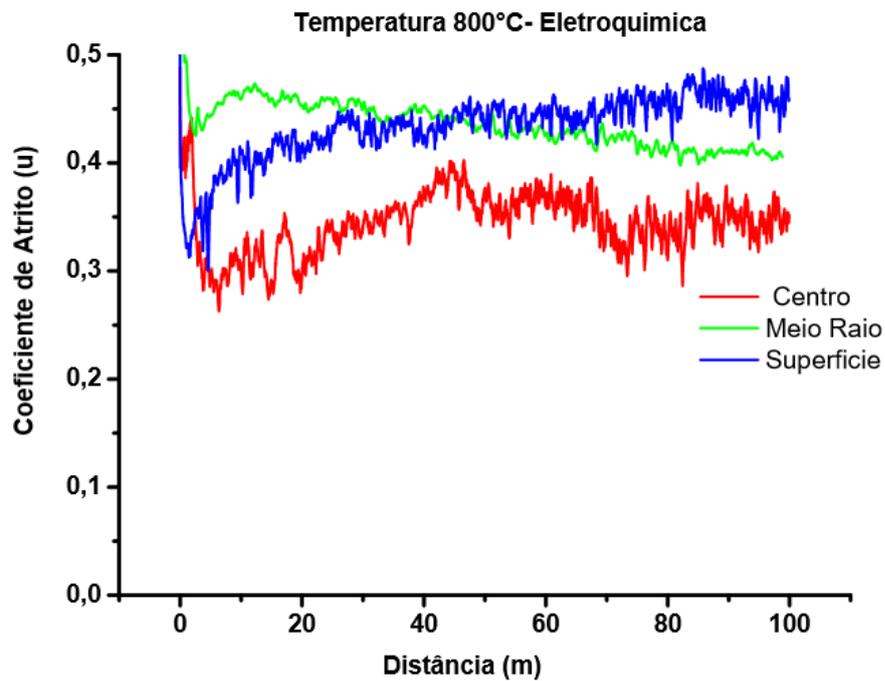
(d) Boretação Convencional Centro (e) Boretação Convencional Meio Raio (f) Boretação Convencional Superfície

Figura 80 - Trilha de desgaste do centro, meio raio e superfície, a 300°C, nas condições: boretação eletroquímica e convencional

- Temperatura 800°C:

À temperatura de 800 °C, independente do processo utilizado e da posição da barra analisada, mais uma vez o aumento da temperatura ocasionou o aumento do coeficiente de atrito para todas as condições.

Na Figura 81 e na Tabela 22, o valor médio do coeficiente de atrito ( $\mu$ ) apresentou-se de 0,39 para o centro, 0,44 para o meio raio e 0,43 para a superfície. Após os 50 m de ensaio os valores apresentam uma tendência de estabilização chegando ao fim dos 100 m com 0,34 para o centro, 0,44 meio raio e 0,46 superfície.



**Figura 81 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 800°C, na boretação eletroquímica**

Para a boretação convencional, as curvas também apresentaram uma tendência de estabilização. Porém, para as amostras de meio raio e superfície, somente após 80 m de ensaio. Os valores médios apresentaram-se iguais para o centro e meio raio (0,39) e 0,46 para a superfície. Ao final dos 100 m os resultados foram de 0,34, 0,40 e 0,46 respectivamente para centro, meio raio e superfície.

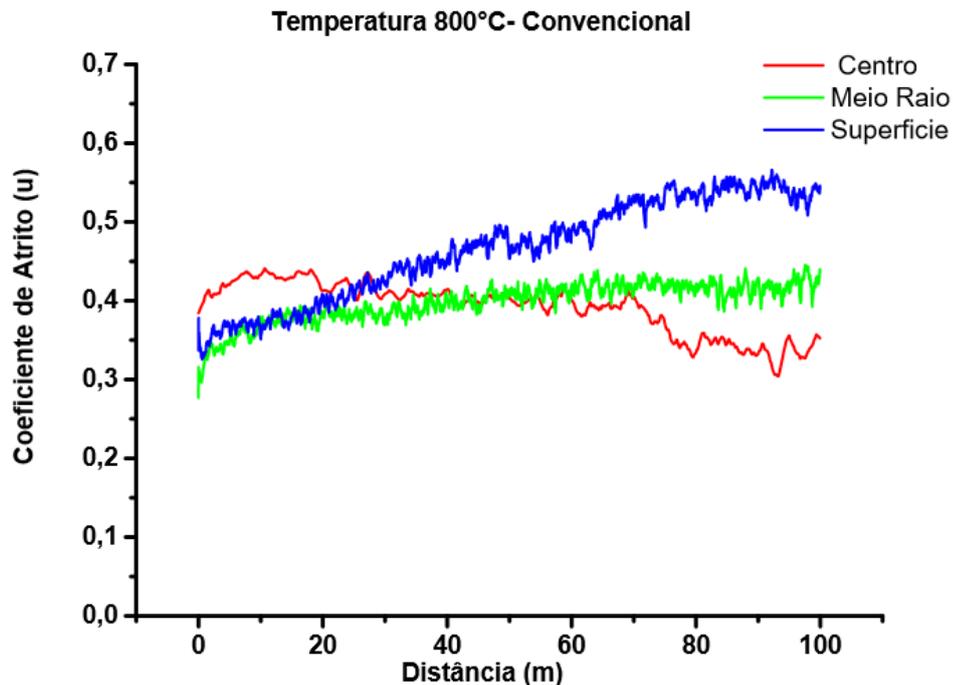


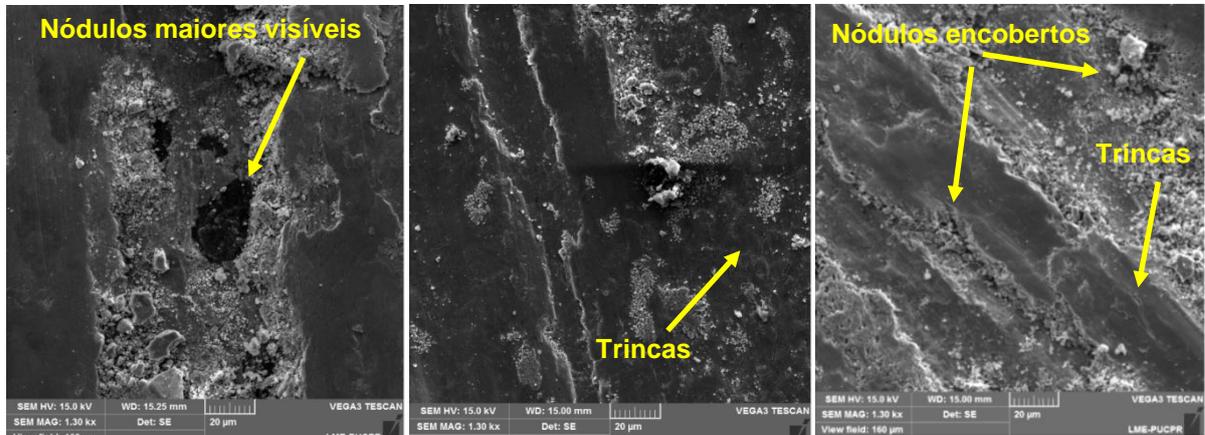
Figura 82 - Coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, a 800°C, na boretção convencional

Tabela 22 –Comparação do coeficiente de atrito do centro, meio raio e superfície, à 800°C, nas condições: boretção eletroquímica e convencional

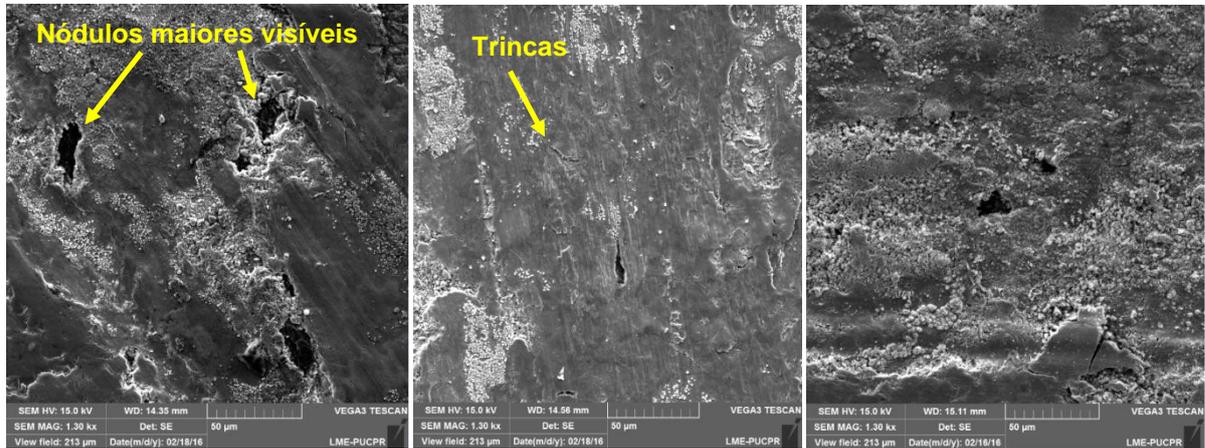
Ensaio Realizado	Coeficiente de Atrito – 800°C			
	Eletroquímica		Convencional	
	Valor Médio	Valor Final	Valor Médio	Valor Final
Centro	0,34	0,34	0,39	0,34
Meio Raio	0,44	0,40	0,39	0,40
Superfície	0,43	0,46	0,46	0,54

Como já abordado, a análise das trilhas de desgaste à 800 °C mostra um comportamento muito semelhante para os dois processos de boretção, com a presença de trincas, deformação plástica e remoção de material. A análise da Figura 83, mostra a dificuldade de visualização dos nódulos de grafita devido a grande deformação plástica sofrida pelo material. Mais uma vez, nódulos pequenos da superfície são encobertos, como mostrado na Figura 83D, onde não é possível a visualização de nenhum nódulo. Para as duas situações, os melhores resultados

foram obtidos em amostras do centro, onde o nódulos são maiores e permanecem visíveis à superfície da trilha.



(a) Boretação Eletroquímica Centro (b) Boretação Eletroquímica Meio Raio (c) Boretação Eletroquímica Superfície



(d) Boretação Convencional Centro (e) Boretação Convencional Meio Raio (f) Boretação Convencional Superfície

Figura 83 - Trilha de desgaste do centro, meio raio e superfície, a 800 °C, nas condições: boretação eletroquímica e convencional

A Figura 84 mostra o comportamento das amostras boretadas nas posições de centro, meio raio e superfície em relação a todas as temperaturas ensaiadas. Tanto no processo convencional como no eletroquímico, em todas as condições, os resultados das amostras do centro apresentam menores coeficientes de atrito quando comparados aos resultados da superfície. Desta forma, evidencia-se que para superfícies boretadas, a presença de nódulos de grafita maiores, existentes no centro da barra, resulta em menores coeficientes de atrito, em comparação aos nódulos menores, porém em maiores quantidades, existentes na superfície.

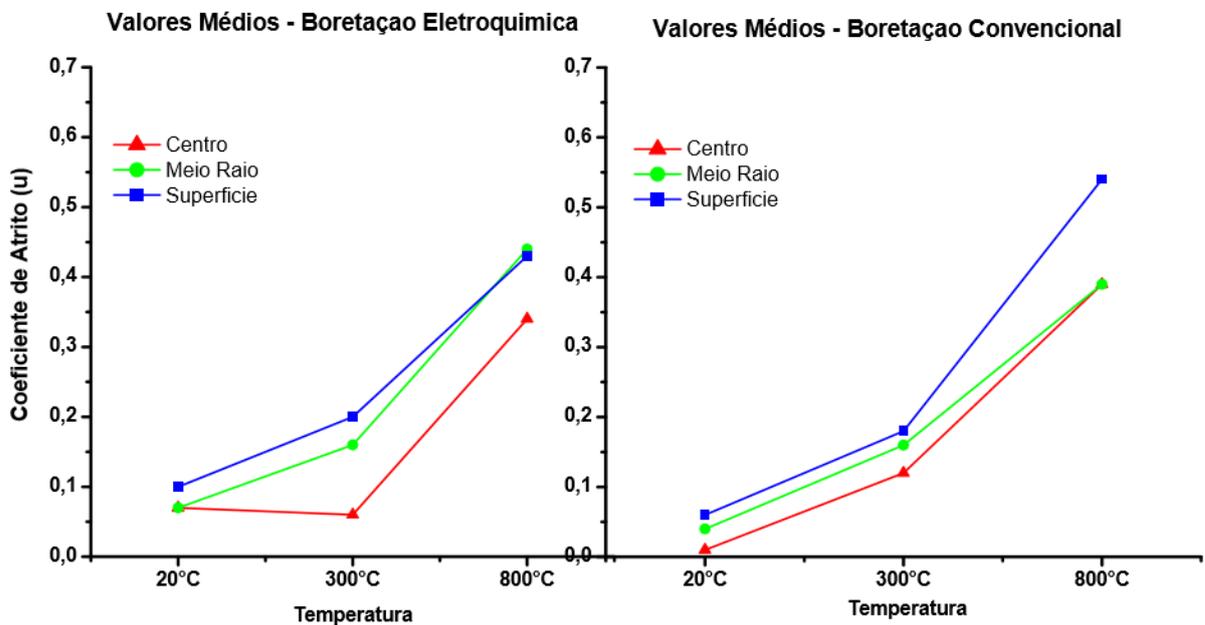


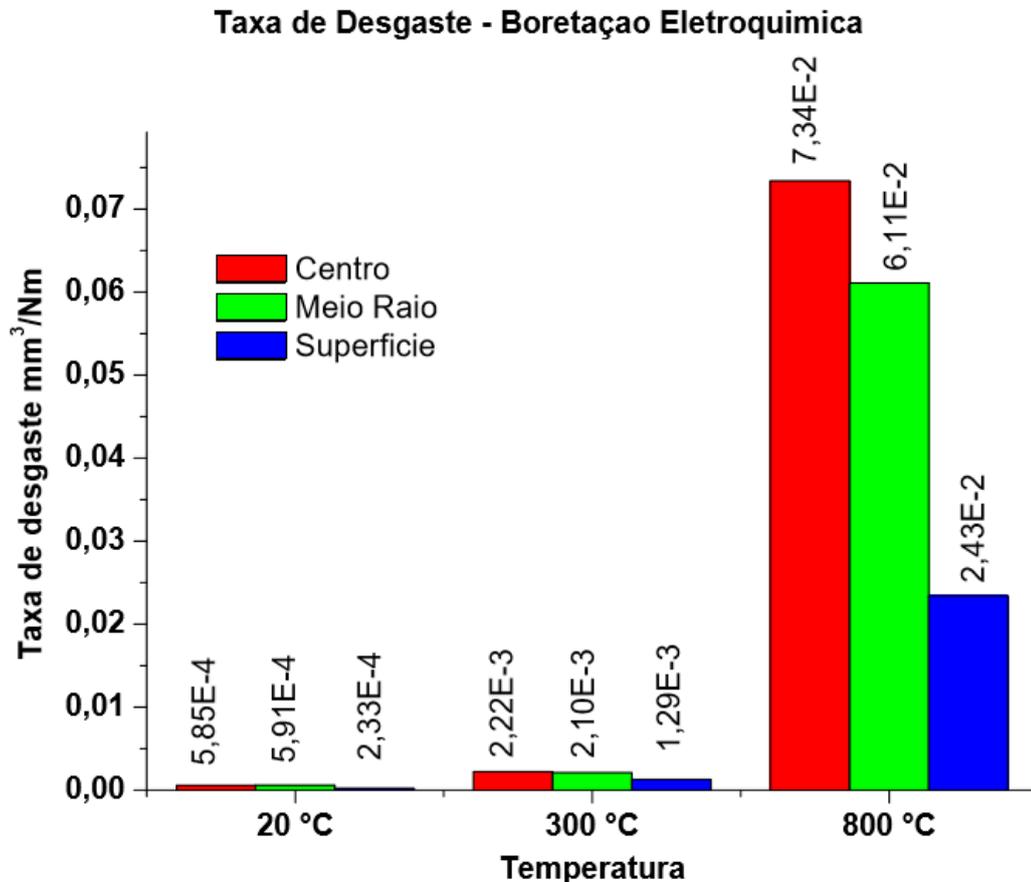
Figura 84 - Valores médios dos coeficientes de atrito das amostras ensaiadas em 20 °C, 300 °C e 800 °C – (centro, meio raio e superfície)

#### **4.3.2.2 Taxa de Desgaste**

A Figura 85 mostra um comparativo da taxa de desgaste do centro, meio raio e superfície, das amostras submetidas à boretação eletroquímica e ensaiadas em todas as temperaturas. Observou-se que em todas as condições, independentemente da posição analisada, ocorre um aumento do desgaste com o aumento da temperatura.

Na temperatura de 20 °C ocorre a manutenção das camadas boretadas (Figura 77 - A, B e C) em todas as posições analisadas. A análise das taxas de desgaste mostra o centro e o meio raio com valores muito semelhantes e o menor resultado de desgaste obtido na superfície, onde existe uma maior quantidade de nódulos de grafita.

À temperatura de 300°C, ocorre um aumento de desgaste em todas as posições como percebido na (Figura 80 – A, B e C), com deformação plástica e retirada de material. Mais uma vez, a maior quantidade de nódulos da superfície mostrou-se ser determinante na taxa de desgaste, sendo a superfície a posição de melhor resultado. Os resultados a 800 °C, temperatura esta próxima à de boretação, apresentaram um grande aumento de desgaste em comparação às temperaturas anteriores. Novamente as posições de centro e meio raio apresentaram valores semelhantes e a posição da superfície, o menor valor.



**Figura 85 - Taxa de desgaste das amostras ensaiadas em 20 °C, 300 °C e 800 °C, nas posições centro, meio raio e superfície – boretação eletroquímica**

Na Figura 86, é aplicada uma metodologia de comparação idêntica à apresentada anteriormente, analisando-se a taxa de desgaste do centro, meio raio e superfície, de amostras submetidas a boretação convencional em todas as temperaturas ensaiadas. O resultado apresentou-se muito semelhante ao observado na boretação eletroquímica. A taxa de desgaste aumentou consideravelmente com o aumento da temperatura, evidenciando-se que ao se submeter camadas boretadas à condições de desgaste em temperaturas próximas às temperaturas de boretação, ocorrerá uma alta da taxa de desgaste, quando comparados a resultados de desgastes de condições submetidas à temperaturas mais baixas. Também para a boretação convencional, em todas as temperaturas estudadas, as análises das posições de centro e meio raio tiveram resultados muito similares e as menores taxas de desgaste foram obtidas nas amostras de superfície, demonstrando a influência da maior quantidade de nódulos de grafita.

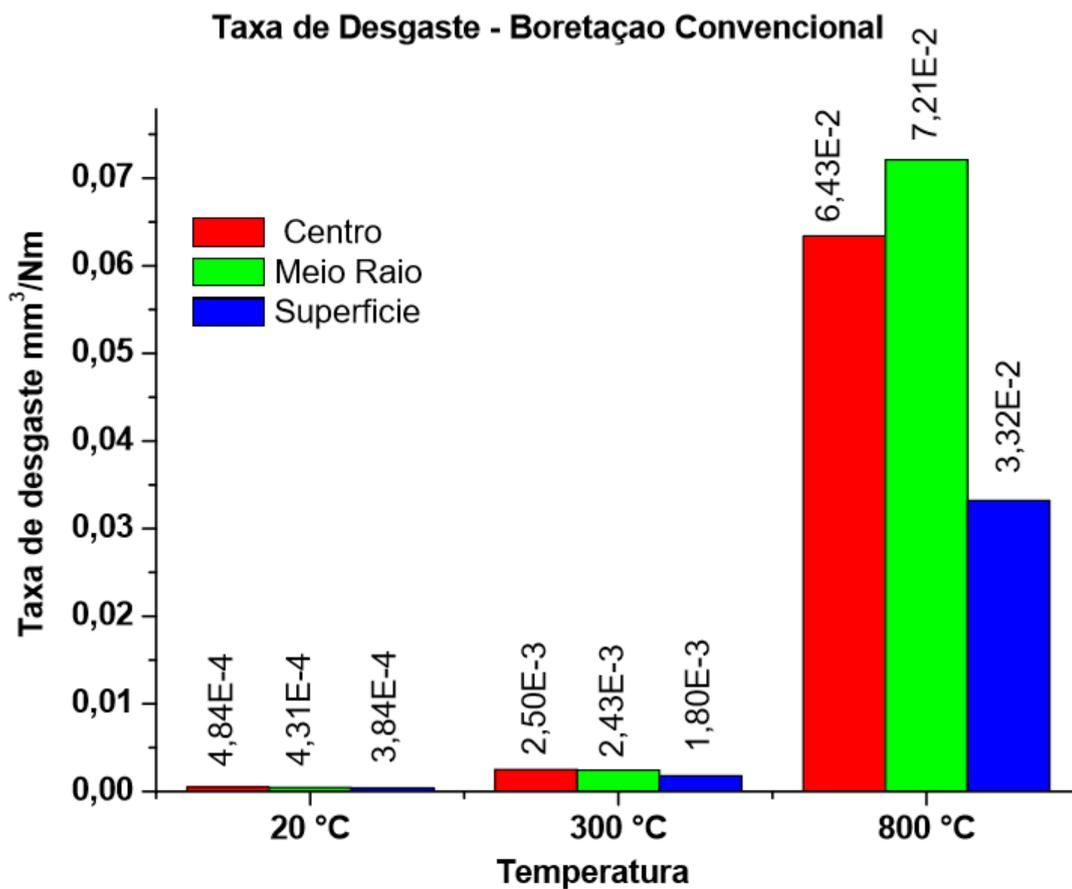


Figura 86 - Taxa de desgaste das amostras ensaiadas em 20 °C, 300 °C e 800 °C, nas posições centro, meio raio e superfície – boretação convencional

## 5 CONCLUSÕES

Os resultados da caracterização mostraram uma pequena variação da porcentagem de grafita ao longo da seção transversal da barra, com um valor maior no centro. A superfície apresentou um número de nódulos de 1535 nod/mm<sup>2</sup>, 1149 nod/mm<sup>2</sup> no meio raio e 628 nod/mm<sup>2</sup> no centro. A porcentagem de perlita diminui do centro da barra em relação à superfície e a porcentagem de ferrita diminui da superfície em relação ao centro. O grau de nodularidade está acima de 80% e a dureza Brinell uma média de 189 HB.

A boretação eletroquímica e convencional (termoquímica) apresentaram difusão de boro para o substrato do metal base sendo que as espessuras das camadas boretadas no ensaio eletroquímico foram maiores que as espessuras das camadas obtidas nos ensaios de boretação termoquímica, evidenciando a maior eficiência da boretação eletroquímica. Com a boretação eletroquímica de 5 horas obteve-se maiores espessuras de camadas boretadas quando comparado ao ensaio de 2 horas de duração, comprovando que o processo de difusão depende diretamente do tempo do ensaio.

O ensaio de difração de Raio-X mostrou formação apenas da fase Fe<sub>2</sub>B na boretação eletroquímica e das fases Fe<sub>2</sub>B e FeB na boretação termoquímica. A não formação da fase FeB no ensaio eletroquímico deve-se ao aumento da eficiência do processo de difusão do boro (quando comparado ao processo termoquímico), aliada à interrupção do ensaio com 5 horas de duração. A formação da fase FeB no ensaio termoquímico deve-se a uma diminuição da eficiência do processo de difusão do boro (quando comparada ao processo eletroquímico), aliado ao tempo do ensaio de 5 horas de duração.

Tribologia - Função da Fase Formada (dureza)

Em relação ao coeficiente de atrito, os resultados das amostras boretadas mostraram menores valores quando comparadas às amostras sem boretação, comprovando a eficácia do aumento de dureza na redução do coeficiente de atrito.

Comparando-se a boretação convencional (fase externa FeB mais dura) com a boretação eletroquímica (fase externa Fe<sub>2</sub>B) observou-se melhores resultados da fase FeB à temperatura ambiente, evidenciando uma estabilidade da camada no ensaio. À medida que se elevou a temperatura, a fragilidade da camada FeB e os diferentes coeficientes de dilatação térmica entre as fases FeB e Fe<sub>2</sub>B, contribuíram para a remoção da camada e uma equalização dos resultados entre os diferentes processos de boretação.

As taxas de desgaste das amostras boretadas apresentaram menores valores à temperatura de 20 °C e 300 °C quando comparadas às amostras sem boretação e maiores valores à temperaturas de 800 °C. Comparando-se as amostras boretadas entre si, os resultados de desgaste foram semelhantes, porém, à medida que ocorre o aumento da temperatura de ensaio, a amostra convencional de fase FeB apresenta um maior desgaste em relação a eletroquímica de fase Fe<sub>2</sub>B, comprovando remoção e instabilidade da fase mais dura (FeB).

#### Tribologia - Função dos nódulos e quantidade de grafita

Quanto aos coeficientes de atrito, independente da temperatura ensaiada, do processo de boretação utilizado e da fase formada, os resultados das amostras do centro apresentam menores coeficientes de atrito quando comparados aos resultados das amostras da superfície. Desta forma, evidencia-se que para superfícies boretadas, a presença de nódulos de grafita maiores, existentes no centro da barra, faz com que ocorra menores coeficientes de atrito, em comparação aos nódulos menores, porém em maiores quantidades, existentes na superfície.

A taxa de desgaste foi maior à medida que a temperatura foi elevada, evidenciando-se que ao se submeter camadas boretadas à temperaturas próximas às de boretação, estas sofrerão grandes desgastes. Tanto para a boretação convencional como para a eletroquímica, a temperaturas de 20, 300 e 800 °C, as análises de taxas de desgaste das posições de centro e meio tiveram resultados similares e as menores taxas foram obtidas nas amostras de superfície, demonstrando a influência da maior quantidade de nódulos de grafita.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar ensaios de boretação eletroquímica para que sejam levantados parâmetros de tempo de processo para a formação de todas as fases de boretos (FeB e Fe<sub>2</sub>B).

Realizar ensaios tribológicos com a maior espessura formada da fase externa mais dura FeB.

Realizar ensaios tribológicos com a maior espessura formada da fase Fe<sub>2</sub>B.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALLAOUI. O, BOUAOUADJA.N, SAINDERNAN.G. **Characterization of boronized layers on a XC38**. Surface and Coatings Technology, 2006, 3475-3482.

ASM Specialty Handbook. Cast Irons. ASM International. The Material Information Society.US,1996.

BIN, W., XIAOYUE, J., WENBIN, X., ZHENGLONG, W., JIANCHENG, D., JIE, W. High temperature tribological behaviors of plasma electrolytic borocarbided Q235 low carbon steel. Surface and Coatings Technology.232, 2013, 142 - 149

CALLISTER, Willian; D. **Introdução a Engenharia e Ciência dos Materiais**, New Work :John Willey, 2002.

CASAGRANDE, Edvaldo. **Caracterização de Ferro Fundido Nodular Obtido por Fundição Continua**. PUC-PR, Curitiba/Pr. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica – Pontifícia Universidade Católica do Paraná, agosto de 2003.

FRANKLIN, S. E. and DIJKMAN, J. A., **The implementation of tribological principles in an expert-system ('PERCEPT') for the selection of metallic materials, surface treatments and coatings in engineering design**. Wear, 1995, 181–183, 1–10.

GALIN, R., ALAHELISTE, A. and JACOBSON, S., **The effects of compressive stresses on the abrasion of diamond coatings**. Wear,1996, 196, 226–233.

GARDOS, M. N. **Tribology and wear behavior of diamond**. In **Synthetic Diamond: Emerging CVD Science and Technology**, ed. K. E. Spear and J. P. Dismukes. John Wiley and Sons, 1994, pp. 419–502.

GENELA, Kenan. Ozbekb, Ibrahim. Kurtc, Akif. Bindald, Cuma. **Boriding response of AISI W1 steel and use of artificial neural network for prediction of borided layer properties**, Surface Coatings and Technology 160, 2002. P 38 – 43.

GUESSER, Wilson Luiz. **Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos**. 1 edição, São Paulo, 2009.

GUNNARS, J. and ALAHELISTE, A., **Thermal stresses in diamond coatings and their influence on coating wear and failure**. Surface and Coatings Technology, 1996, 80, 303–312.

HOLLECK, H. and SCHIER, V., **Multilayer PVD coatings for wear protection**. Surface and Coatings Technology, 1995, 76–77, 328–336.

HOLMBERG, Kenneth; MATTHEEWST, Allan; RONKAINEN, Helena. **Coatings Tribology – Contact Mechanics and Surface Designy**, Tribology International. Vol 31, 1998, P 107 - 120.

HOLMBERG, K. and MATTHEWS, A., **Coatings Tribology—Properties, Techniques and Applications in Surface Engineering** (Elsevier Tribology Series, Vol. 28). Elsevier Science B.V., The Netherlands, 1994, 442 pp.

HTT **User Manual**. CSM Instruments. V R0.01, 2013.

KARTAL, G, KILIC, A, URGEN, M and Timur, S. **Effects of Electrochemical Boriding Process Parameters on the Formation of Titanium Borides**. Surface Engineering and Applied Electrochemistry, Vol. 49, No. 2, 2013 pp. 168–175

KARTAL, G, KILIC, A, URGEN, M and Timur, S. **Electrochemical boriding of titanium for improved mechanical properties**. Surface & Coatings Technology, Vol 204, 2010, P 3935–3939.

KRELLING, Anael Preman. **Estudo do comportamento tribológico do aço AISI H13 submetido a tratamento termoquímico de boretação**. UDESC-SC, Santa

Catarina / SC Dissertação de Mestrado em Engenharia de Materiais – Universidade do Estado de Santa Catarina. Santa Catarina 2012.

LESUER, D. R., SHERBY, O. D. **Tensile Properties of a Thermomechanism of thermochemical growth of iron borides on iron.** Journal of materials science 39, 2004, 933 – 937.

MANENTI, Sérgio Luiz. **Influência da Quantidade de Nódulos da Resistência ao Desgaste do Ferro Fundido Nodular em Contato com Chapa de Aço EEP – IF para Estampagem Extra Profunda.** PUC-PR, Curitiba/Pr. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica – Pontifícia Universidade Católica do Paraná, junho de 2016.

Manual Técnico da Fundição Tupy. Joinville, 2014.

MARTINI, C, PALOMBARINI, G. **Mechanism of thermochemical growth of iron borides on iron.** Journal of materials science 39, 2004, 933 – 937.

MATTHEWES, A., HOLMBERG, K. and Franklin, S., **A methodology for coating selection in thin films in tribology** (Proceedings of 19th Leeds–Lyon Symposium on Tribology, Leeds, UK, 8–11 September 1992), ed. D. Dowson et al. (Elsevier Tribology Series, Vol. 25). Elsevier, Amsterdam, 1993, pp. 429–439.

MERIC, S., SAHIN, S., BACKIR, B., KOKSAL, N.S., **Investigation of the boronizing effect on the abrasive wear behavior in cast irons.** Science Direct. Materials and Design 27, 2006, 751 - 757

PEREIRA, Vinícius Salvador. **Caracterização Microestrutural e tribológica do ferro fundido Nodular Obtido por Fundição Contínua, Submetido ao Ensaio Termoquímico de Boretção.** PUC-PR, Curitiba/Pr. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica – Pontifícia Universidade Católica do Paraná, março de 2012.

RAMALINGAM, S. and ZHENG, L., **Film–substrate interface stresses and their role in the tribological performance of surface coatings**. Tribology International, 1995, 28(3), 145–161.

SISTA, V. **SELECTROCHICAL BORIDING AND CHARACTERIZATION OF AISI D2 TOOL STEEL**, Thin Solid Films, V 520, 2011. P 1582 – 1588.

V. V. Shyrovkov, Kh. B. Vasylyv, and L. A. Arendar, **SPECIFIC FEATURES OF THE BORATING OF IRON–CARBON ALLOYS IN SODIUM MELT**, Materials Science, V 40, No. 2, 2004

SAINSOT, P., LEROU, J. M. and VILLECHAISE, B., **Effect of surface coatings in a rough normally loaded contact**. Mechanics of Coatings (Elsevier Tribology Series, Vol. 17), ed. D. Dowson et al. Elsevier, Amsterdam, 1990, pp. 151–156.

TISZA, M. **Physical Metallurgy for Engineers**. ASM International. USA, 2001.