

INSTITUTO FEDERAL DE SANTA CATARINA

**GESIEL FORTES
LUIZ ANTÔNIO DA SILVA GOULART
MARCO ANTÔNIO NASS**

RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE INCONEL 718 BORETADO

JOINVILLE-SC

2022

**GESIEL FORTES
LUIZ ANTÔNIO DA SILVA GOULART
MARCO ANTÔNIO NASS**

RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE INCONEL 718 BORETADO

**Monografia apresentada
ao Curso de Engenharia
Mecânica do Campus
Joinville do Instituto
Federal de Santa Catarina
para a obtenção do
diploma de Engenheiro
Mecânico.**

**Orientador: Anael Preman
Krelling**

JOINVILLE-SC

2022

Fortes, Gesiel.

Resistência ao desgaste abrasivo de Inconel 718 Boretado. / Gesiel Fortes, Luiz Antonio Goulart, Marco Nass – Joinville, SC, 2022.

80 p.

Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia de Santa Catarina, Curso de Engenharia Mecânica, Joinville, 2022.

Orientador: Ana el Preman Krelling

1. Microabrasão. 2. Boretção. 3. Inconel 718. I. Goulart, Luiz Antonio. II. Nass, Marco. III. Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia de Santa Catarina. IV. Título.

GESIEL FORTES
LUIZ ANTÔNIO DA SILVA GOULART
MARCO ANTÔNIO NASS

RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE INCONEL 718 BORETADO

Este trabalho foi julgado adequado para obtenção do título em Engenheiro Mecânico, pelo Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Santa Catarina, e aprovado na sua forma final pela comissão avaliadora abaixo indicada.

Joinville, 22 de julho de 2022.

Prof. Dr. Anael Preman Krelling
Orientador
Instituto Federal de Santa Catarina

Prof. Me. Jeferson Luiz Jeronimo
Coorientador
Instituto Federal de Santa Catarina

Prof. Dr Ivandro Bonetti
Convidado
Instituto Federal de Santa Catarina

RESUMO

As ligas de Níquel Inconel 718 tem como característica alta resistência mecânica, térmica e à corrosão mesmo quando expostas a altas temperaturas, por isso são amplamente utilizadas em componentes da indústria aeroespacial que estão constantemente expostos a condições extremas como palhetas, componentes de turbinas, entre outros. Em contrapartida, as superligas de Inconel apresentam uma vulnerabilidade quando expostas ao desgaste abrasivo. Em tais condições, as ligas podem sofrer danos severos pondo em risco a integridade de peças e sistemas em que estão aplicadas. O objetivo deste trabalho é realizar um tratamento termoquímico de boretção sobre a liga de Níquel Inconel 718 com o intuito de aumentar a dureza superficial e a resistência ao desgaste micro-abrasivo, auxiliando assim, trabalhos futuros e avanços científicos que possibilitem uma aplicação mais eficiente deste material.

O tratamento de boretção foi feito utilizando um agente boretante composto de uma mistura de 90% de B_4C e 10% de KBF_4 , sendo um revestimento à base de boreto de níquel. O processo foi realizado em liga Inconel 718 a 950° por 3 horas para avaliar o desgaste microabrasivo visando a melhora da resistência ao desgaste. As amostras foram caracterizadas por difração de raios-X, microscopia confocal, microscopia eletrônica de varredura, perfil de dureza e desgaste microabrasivo.

Ensaio de desgaste microabrasivo foram realizados em um equipamento de micro abrasão por esfera rotativa fixa para avaliação do comportamento tribológico. As cargas utilizadas foram de 50g e 100g e concentração de abrasivo SiC de $0,3544 \text{ g/cm}^3$ e $1,0632 \text{ g/cm}^3$. O coeficiente de desgaste, a topografia das amostras e a análise microestrutural foram comparadas entre as amostras sem tratamento e boretadas.

Difrações de raios-X mostraram a presença das fases NiB e Ni_2B , Cr_3NiB_6 e Cr_3B_4 , FeB e Fe_2B para as amostras boretadas. A camada de boreto apresentou espessura de $55 \mu\text{m}$ em seguida pela camada de transição que possui aproximadamente $30 \mu\text{m}$, totalizando uma camada entre 85 e $95 \mu\text{m}$ sobreposta ao substrato de inconel 718. O perfil de dureza foi feito por indentação instrumentada e a dureza média é de aproximadamente 17 GPa . O coeficiente de desgaste foi

adotado como a média dos coeficientes verificados para cada condição das amostras boretadas e sem tratamento. O valor para o menor coeficiente de desgaste foi encontrado para amostra boretada, carga de 100 g, concentração de lama abrasiva de 0,3544 g/cm³, de $1 * 10^{-3}$ mm³/N.m e o maior coeficiente de desgaste encontrado foi para amostra sem tratamento, carga de 100 g, concentração de lama abrasiva de 0,3544 g/cm³, de $4,62 * 10^{-3}$ mm³/N.m.

Palavras-Chave: Microabrasão. Boretção. Inconel 718. Desgaste abrasivo.

ABSTRACT

Nickel Inconel 718 alloys have high mechanical, thermal and corrosion resistance even when exposed to high temperatures, so they are widely used in aerospace industry components that are constantly exposed to extreme conditions such as blades, turbine components, among others. In contrast, Inconel superalloys exhibit a vulnerability when exposed to abrasive wear. In such conditions, alloys can suffer severe damage, jeopardizing the integrity of parts and systems in which they are applied. The objective of this work is to carry out a thermochemical treatment of boriding on the Nickel Inconel 718 alloy in order to increase the surface hardness and the resistance to micro-abrasive wear, thus helping future work and scientific advances that allow a more efficient application of this material.

Boriding treatment was performed using a commercial boride compound of a mixture of 90% de B_4C and 10% de KBF_4 , being an iron boride-based coating. The process was the application of this boride on Inconel 718 alloy at 950° for 3 hours to evaluate corrosion and microabrasive wear in order to improve wear resistance. The samples were characterized by X-ray diffraction, confocal microscopy, scanning electron microscopy, hardness profile, corrosion and microabrasive wear.

Microabrasive wear tests were performed in a fixed rotating ball microabrasion equipment to evaluate the tribological behavior. The loads used were 50g and 100g and Sic abrasive concentration of 0.3544 g/cm^3 and 1.0632 g/cm^3 . The wear coefficient, the topography of the samples, the microstructural analysis were compared with the untreated and boride samples.

X-ray diffractions showed the presence of NiB and Ni₂B, Cr₃NiB₆ and Cr₃B₄, FeB and Fe₂B phases for the boride samples. The iron boride layer had a thickness of $55 \mu\text{m}$ and is followed by the transition layer that has approximately $30 \mu\text{m}$, totaling a layer between 85 and $95 \mu\text{m}$ superimposed on the inconel 718 substrate. The hardness profile was made by indented instrumentation and the average hardness is approximately 17 Gpa. The values of the wear coefficient were the average of the values for the conditions of the samples without treatment and boride. The value for the lowest wear coefficient was found for the boride sample, load of 100 g, abrasive slurry concentration of 0.3544 g/cm^3 , of $1 * 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ and the highest wear coefficient was found for the untreated sample, load od 100 g, abrasive slurry concentration of 0.3544 g/cm^3 , of $4,62 * 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$.

Keywords: Microabrasion. Boriding. Nickel Alloy Inconel 718. Abrasive wear.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Visão tridimensional de uma cratera de desgaste formada em um corpo-de-prova de ferro sinterizado oxidado a vapor, em um ensaio de desgaste por microabrasão por esfera rotativa.....	12
Figura 2: a) Desgaste abrasivo por riscamento; b) desgaste abrasivo por rolamento.....	14
Figura 3: Superfície de um corpo-de-prova de aço ferramenta que sofreu desgaste abrasivo por riscamento por uma esfera de aço para rolamento e partículas abrasivas de diamante.....	15
Figura 4: Superfície de um corpo-de-prova de aço ferramenta que sofreu desgaste abrasivo por rolamento por uma esfera de aço para rolamento e partículas abrasivas de SiC.....	15
Figura 5: Partícula idealizada deslizando sobre a superfície de um material dúctil.	16
Figura 6: Dimple grinder.....	17
Figura 7: Esquema do Funcionamento do equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera fixa.....	18
Figura 8: (a) Equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa livre (Silva Jr., 2003); (b) visão frontal do equipamento (UFU - Faculdade de Engenharia Mecânica - LTM - Laboratório de Tribologia e Materiais).....	19
Figura 9: a) Vista frontal de uma cratera de desgaste, mostrando o diâmetro “d” da mesma; b) profundidade de penetração “h” da esfera de ensaio.....	19
Figura 10: Para revestimentos de carbeto de boro, esferas de aço AISI 52100 e granalha SiC, as taxas de desgaste variam em função da força normal.....	21
Figura 11: Variação do Coeficiente de desgaste do revestimento de carbeto de boro, esfera de aço AISI 52100 e granalha SiC em função da carga normal.....	22
Figura 12: Variação do Coeficiente de desgaste do revestimento PA-11, esferas de aço carbono e granalha SiC em função da carga normal.....	22
Figura 13: Variação da Taxa de desgaste do revestimento PA-11, esferas de aço carbono e partículas abrasivas SiC em função da carga padrão.....	23
Figura 14: Coeficiente de desgaste para revestimento de carboneto de boro, esferas de aço AISI 52100 e partículas abrasivas de SiC em função da carga normal.....	24
Figura 15: Cratera de desgaste com borda difusa.....	25
Figura 16: Diferentes estágios de formação de uma cratera de desgaste, com as respectivas distâncias de deslizamento.....	26
Figura 17: Volume de desgaste em função da distância de deslizamento e da força normal.....	27
Figura 18: Relação esquemática entre a taxa de desgaste e a razão HA/HS. Os pontos p1 e p2 limitam a região de transição entre os regimes de desgaste.....	28
Figura 19: Alguns dos formatos de partículas abrasivas utilizadas por Kelly e Hutchings....	30
Figura 20: Volume de desgaste em função do produto da distância de deslizamento pela força normal, para os materiais (a) e (b) da Figura 19.....	31
Figura 21: Variação da taxa de desgaste em função do tamanho das partículas abrasivas, para superfícies de cobre e grãos abrasivos de SiC.....	31
Figura 22: Gráfico exibindo o alcance do regime permanente de desgaste, que ocorreu a partir de 25 minutos de ensaio.....	32
Figura 23: Gráfico exibindo o alcance do regime permanente de desgaste, que ocorreu a partir de 40 minutos de ensaio.....	33
Figura 24: Variação linear do volume de desgaste com a distância de deslizamento.....	34
Figura 25 – Fases γ' (forma esférica) e γ'' (discos alongados) da liga Inconel 718.....	39
Figura 26 - Espessura da camada de boretação em função do tempo de exposição ao tratamento.....	42
Figura 27 - Influência dos elementos de liga na espessura da camada boretada.....	42
Figura 28 - Vistas em cortes transversais da superliga Inconel 718 boretada, obtida por temperatura de 1223 K com tempos de exposição de: (a) 2h, (b) 4h e (c) 6h.....	44
Figura 29 - Difractogramas de raios-X.....	50
Figura 30 - Rugosidade inicial: Parâmetros Sa, Sq, Sp e Sv.....	52

Figura 31 - Rugosidade inicial: Parâmetros Sz, St, Ssk e Sku.....	53
Figura 32- Assimetria de Distribuição Ssk.....	53
Figura 33 - Kurtosis.....	54
Figura 34 - Microestrutura da seção transversal da Liga de Inconel 718 boretada.....	55
Figura 35 - Medidas da espessura da camada de boreto da seção transversal da Liga de Inconel 718.....	56
Figura 36 - Perfil de Dureza.....	57
Figura 37 - Matriz de Indentação.....	58
Figura 38 - Microscopia confocal da amostra sem tratamento. (a) cratera de desgaste, (b) perfil obtido pela linha preta horizontal em (a), (c) raio da esfera que melhor se ajusta à topografia da cratera.....	60
Figura 39 – Microscopia confocal da amostra boretada. (a) cratera de desgaste, (b) perfil obtido pela linha preta horizontal em (a), (c) raio da esfera que melhor se ajusta à topografia da cratera.....	61
Figura 40 - Amostra sem tratamento, carga de 50 g, concentração da lama abrasiva de 0,3544 g/cm ³ . (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$	63
Figura 41 - Amostra sem tratamento, carga de 100 g, concentração da lama abrasiva de 0,3544 g/cm ³ . (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$	64
Figura 42 - Amostra sem tratamento, carga de 50 g, concentração da lama abrasiva de 1,0632 g/cm ³ . (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$	65
Figura 43 - Amostra sem tratamento, carga de 100 g, concentração da lama abrasiva de 1,0632 g/cm ³ . (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$	66
Figura 44 - Amostra boretada, carga de 50 g, concentração da lama abrasiva de 0,3544 g/cm ³ . (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$	67
Figura 45 - Amostra boretada, carga de 100 g, concentração da lama abrasiva de 0,3544 g/cm ³ . (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$	68
Figura 46 - Amostra boretada, carga de 50 g, concentração da lama abrasiva de 1,0632 g/cm ³ . (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$	69
Figura 47 - Amostra boretada, carga de 100 g, concentração da lama abrasiva de 1,0632 g/cm ³ . (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$	70
Figura 48 - Coeficientes de Desgaste.....	72
Figura 49 - Condição Sem Tratamento 50 gramas.....	73
Figura 50 - Condição Sem Tratamento 100 gramas.....	74
Figura 51 - Condição Boretada 50 gramas.....	74
Figura 52 - Condição Boretada 100 gramas.....	75

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	9
1.1 Objetivos Geral	10
1.1.1 Objetivos específicos	10
2 JUSTIFICATIVA	11
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	12
3.1 Desgaste abrasivo: definição, classificação e terminologia	12
3.1.1 Ensaio de Desgaste por Microabrasão	17
3.1.2 Parâmetros do Ensaio de Desgaste Micro-Abrasivo	20
3.1.2.1 Força Normal	21
3.1.2.2 Rotação da esfera de ensaio	24
3.1.2.3 Distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova	25
3.1.2.4 Partículas abrasivas	27
3.1.2.5 Forma	29
3.1.2.6 Tamanho	31
3.1.3 Regime permanente de desgaste	32
3.2 Ligas de níquel	35
3.2.1 Histórico, desenvolvimento e aplicações típicas	35
3.2.2 Classificação de Ligas Níquel	36
3.2.3 Metalurgia das ligas de Níquel	37
3.2.3.1 A fase γ	38
3.2.3.2 A fase γ'	38
3.2.3.3 A fase γ''	38
3.2.4 Inconel 718	39
3.3 Tratamento Termoquímico	40
3.3.1 - Boretação	41
3.3.2 - Boretação do Níquel Inconel 718	43
4 METODOLOGIA	46
4.1 Materiais	46
4.2 Equipamento Utilizados	46
4.3 Técnicas de Caracterização Utilizadas	47
4.4 Condição de Amostras	48
5 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	49
5.1 Difração de Raio-X	49
5.2 Topografia de Amostras	50
5.3 Análise Microestrutural	55
5.4 Indentação Instrumentada	56
5.5 Comportamento Tribológico	58
5.5.1 Perfil das Calotas de Desgaste	58

	8
5.5.2 Regime Permanente de Desgaste	62
5.5.3 Coeficiente de Desgaste	71
6 CONCLUSÕES	77
Talvez abriremos um subtítulo de sugestões para trabalhos futuros	76
7. BIBLIOGRAFIA	77

1 INTRODUÇÃO

Segundo Gahr (1987), o atrito e o desgaste são fenômenos tão antigos quanto os humanos. No Paleolítico, o fogo era criado esfregando madeira ou pedra contra madeira. Havia alguns dispositivos tribológicos sofisticados na antiga Mesopotâmia. Os antigos egípcios também usavam o atrito para transportar objetos pesados, e muitos dados sugerem que a sociedade apreciava o uso da lubrificação para reduzir o desgaste nos contatos deslizantes e rolantes (Willians, 1994).

Segundo Cozza (2006), em setores industriais onde o desgaste provoca paradas ou reduções de produção ou envolve altos custos de manutenção, não é suficiente adquirir conhecimento de materiais e processos de fabricação metalúrgicos e/ou mecânicos. Também é importante estudar e compreender os processos de desgaste no trabalho em condições específicas.

Geralmente, o desgaste ocorre quando há contato e movimento. Em alguns casos é considerado benéfico, em outros é prejudicial. O desgaste das ferramentas de corte é uma situação ruim. (COZZA, 2006).

O desgaste abrasivo é um dos vários tipos de desgaste classificados pela norma ASTM G40-96. O desgaste abrasivo tem sido investigado em uma nova configuração de equipamento, comumente chamada de "máquina de desgaste microabrasivo". Através do contato entre a esfera (rotativa) e o corpo de prova, é criada uma capa esférica, ou, também conhecida como cratera de desgaste. A partir de uma análise dessas crateras, pode ser possível prever, ou pelo menos estimar, o comportamento ao desgaste abrasivo de um material em condições reais de trabalho "(COZZA, 2006).

Desgaste é definido como "o dano em uma superfície sólida, incluindo perda progressiva de massa, devido ao movimento relativo entre superfícies e o contato com outro material ou materiais" (ASTM G77 - 91).

Tem-se uma definição específica para cada tipo de desgaste. O desgaste abrasivo, objeto deste trabalho, é definido como "o desgaste causado por partículas duras ou saliências sendo forçadas contra e movendo-se ao longo de uma superfície sólida" (ASTM G40 - 96).

No conceito de desgaste abrasivo, existe o desgaste micro-abrasivo, que pode ser estudado através de testes de desgaste microabrasivo. O "ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa ("ball-cratering abrasion test" ou

“micro-scale abrasive wear test” (Adachi & Hutchings, 2003) é um teste muito comum no meio acadêmico, embora tenha surgido na indústria. Isso também inclui desgaste em uma amostra, desgaste por esfera e partículas abrasivas.

1.1 Objetivos Geral

Avaliar a resistência ao desgaste microabrasivo em ligas de níquel Inconel 718 boretadas, auxiliar em trabalhos futuros em tratamentos térmicos e ensaios de desgaste para a liga Inconel 718.

1.1.1 Objetivos específicos

- Realizar um tratamento termoquímico nas condições de Liga Inconel 718 boretado a 950 °C por 3h.
- Verificar a resistência ao desgaste microabrasivo das Ligas Inconel 718 boretadas.
- Analisar a rugosidade das camadas de boreto formadas através da microscopia confocal.
- Observar a espessura das camadas de boreto através de microscopia óptica para as condições estudadas;
- Verificar as fases presentes nas amostras após os tratamentos termoquímicos de boretação através do ensaio de Difração de Raio-X.

2 JUSTIFICATIVA

As ligas de Níquel em algumas aplicações na Engenharia de Materiais são de grande utilidade pois propriedades como resistência à corrosão e oxidação em alta temperatura são de suma importância. (ALMEIDA, 2016; VERNIER et al., 2021). As superligas de Níquel como a liga Inconel 718 apresentam propriedades muito superiores aos dos aços carbono, aços ferramentas, inoxidáveis entre outros, e por isso tem alta resistência em ambientes corrosivos, resistência a elevadas temperaturas, alta resistência mecânica, alcançando valores em torno de 1240 MPa (FARINA, 2011; ALMEIDA, 2016; SILVA, 2016).

A Liga Inconel 718 foi patenteada em 1963 e desenvolvida por H.L. Eiselstein e constitui um dos mais importantes materiais utilizados atualmente. Uma das aplicações mais comuns do Inconel 718 é utilizado como revestimento em componentes de forma complexa como palhetas, discos e rotores de aeronaves (SILVA, 2016; TABERNERO et al., 2011).

Segundo Curtis (1993), as ligas de níquel em geral são suscetíveis ao desgaste microabrasivo, desta forma, o problema se intensifica em aplicações em que o material é exposto a eletrólitos ácidos quentes que podem acabar removendo a camada de óxido de níquel superficial. Este problema pode ocorrer para qualquer processo que possa penetrar ou remover a camada superficial de óxido de níquel, assim, o problema pode ser resolvido utilizando o processo de boretação.

A boretação consiste em um tratamento termoquímico de superfície no qual os átomos de boro se difundem para o interior da matriz metálica, favorecendo o aumento da dureza e aumentando a resistência ao desgaste e adesão. Essa camada de boreto auxilia na integridade da superfície, evitando desgastes com gripagem ou atritos característicos. Uma das vantagens é que as camadas de boreto apresentam valores altos de dureza (entre 1450 a 2000 HV) e se consegue produzir camadas com dureza maior quando comparados a tratamentos como cementação e nitretação (CURTIS, 1993; ORSI 2018).

Sendo assim, o processo a ser seguido será aplicação de liga Inconel 718 boretado a 950° C por 3h, para avaliar o desgaste microabrasivo e melhorar a resistência ao desgaste (que é baixa nas ligas de Níquel para ampliar o campo de aplicação). As amostras serão estudadas por microscopia óptica, EDS, Perfil de dureza, Difração de Raios X (DRX), e microscopia confocal.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo serão abordados os assuntos de desgaste abrasivo, definições e terminologias. Além de tratamentos termoquímicos de superfície com foco em boretação e as características das ligas de níquel e suas variações de fases com foco no Inconel 718.

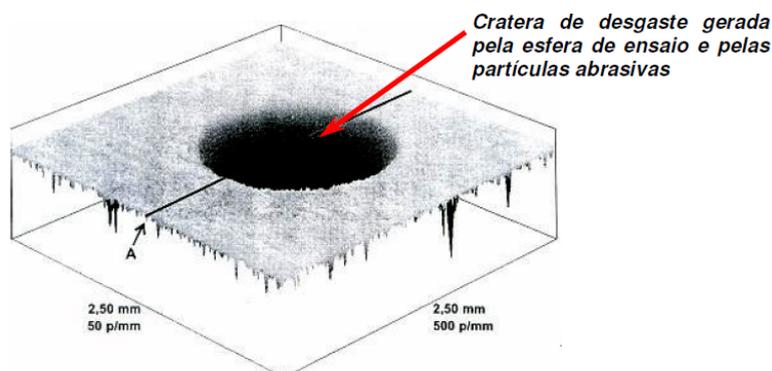
3.1 Desgaste abrasivo: definição, classificação e terminologia

Desgaste abrasivo e desgaste micro-abrasivo são conceitos utilizados em muitos artigos técnicos e científicos. No entanto, a literatura (ASM Handbook, 1998; ASTM G40 - 96; Ohring, 1995) não define esses termos separados, porque o desgaste micro-abrasivo pertence ao conceito de desgaste abrasivo.

Podem ser utilizados alguns parâmetros para diferenciar o desgaste abrasivo e micro-abrasivo, que são a taxa de desgaste (**Q**) e o coeficiente de desgaste (**k**). É importante destacar que no desgaste micro-abrasivo o coeficiente de desgaste **k** varia entre $1 * 10^{-6}$ e $2,5 * 10^{-4} \frac{mm^3}{N.m}$ (Kattamis et al., 1994; Shipway e Howell, 2005; Trezona et al., 1999), e no desgaste abrasivo os valores de **k** variam até 100 mil vezes, variando entre $1 * 10^{-2}$ e $1,2 * 10^{-1} \frac{mm^3}{N.m}$ (Hutchings, 1992).

A Figura 1 mostra a visão tridimensional de uma cratera de desgaste gerada pela esfera de ensaio e pelas partículas abrasivas.

Figura 1: Visão tridimensional de uma cratera de desgaste formada em um corpo-de-prova de ferro sinterizado oxidado a vapor, em um ensaio de desgaste por microabrasão por esfera rotativa.



Fonte: Silva, 2003

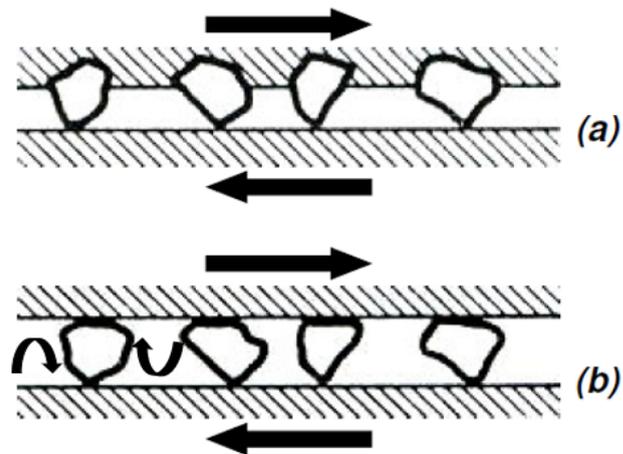
Além do coeficiente de desgaste, existem outras maneiras possíveis de diferenciar desgaste abrasivo do desgaste micro-abrasivo. Os processos podem variar um pelo outro através do tamanho médio das partículas abrasivas, esta variação fica em torno de 3 a 6 μm (Adachi & Hutchings, 2003; Baptista et al., 2000; Cozza et al., 2005; Trezona et al., 1999). O desgaste abrasivo ocorre em partículas abrasivas maiores, entre 50 e 250 μm , por exemplo (Hutchings, 1992).

O contato das partículas abrasivas com a superfície de desgaste é dividido em dois modos: i) desgaste abrasivo de dois corpos e ii) desgaste abrasivo de três corpos (Hutchings, 1992).

Em inglês, os termos "desgaste abrasivo de dois corpos" e "desgaste abrasivo de três corpos" têm dois nomes: "grooving abrasion" ou "two-body abrasive wear", e "rolling abrasion" ou "three-body abrasive wear" (Trezona et al., 1999). "Grooving abrasion" causado pela presença de ranhuras na superfície e "rolling abrasion", causado pelo movimento de rolamento de partículas abrasivas durante o desgaste.

Em português, os termos "desgaste abrasivo de dois corpos" e "desgaste abrasivo de três corpos" podem ser substituídos por "desgaste abrasivo por riscamento" ("grooving abrasion"), e "desgaste de rolamento" ("rolling abrasion"), respectivamente. Esta classificação é baseada nas marcas de desgaste produzidas pelas partículas abrasivas no corpo de prova, conforme mostrado nas Figuras 2 e 3 abaixo.

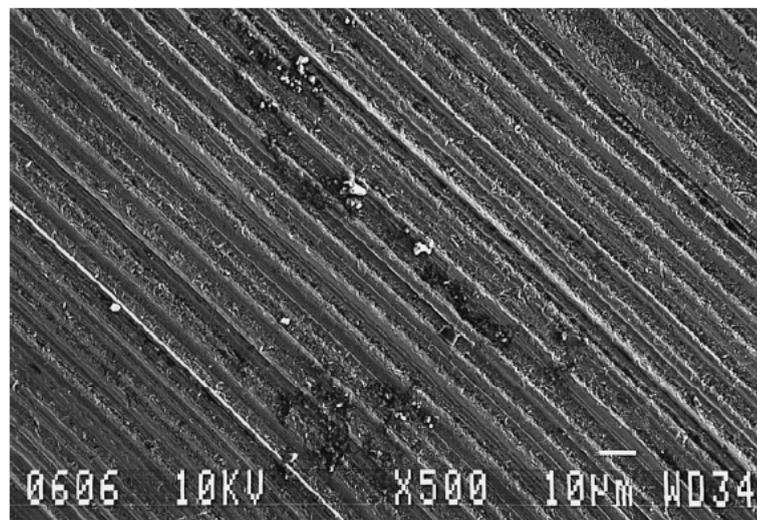
Considerando duas superfícies em movimento relativo, no desgaste abrasivo por riscamento as partículas deslizam apenas sobre a superfície do contra-corpo fazendo com que ocorra o desgaste na superfície da amostra (Fig. 2a). No desgaste abrasivo de rolamento, as partículas estão livres entre duas superfícies e podem rolar entre elas (Fig. 2b) (Hutchings, 1992).



Fonte: Hutchings, 1992

A Figura 3 mostra uma imagem típica de uma superfície que sofreu abrasão por riscamento durante um teste de microabrasão com cargas relativamente altas e baixas concentrações de lama abrasiva. Neste teste, foi utilizada uma força normal de 0,25 N e uma concentração de lama abrasiva de diamante com $3 \frac{mg}{cm^3}$. As amostras foram feitas de aço ferramenta (1% C, 1,2% Mn, 0,2% Si, 0,5% Cr, 0,15% V, 0,5% W em massa) e a esfera de teste, de aço laminado para rolamento (Trezona et al., 1999). Pode-se observar que os sulcos formados durante o desgaste são paralelos entre si. Isso mostra que durante o ensaio, as partículas são deslizadas na esfera, produzindo desgaste abrasivo por riscamento.

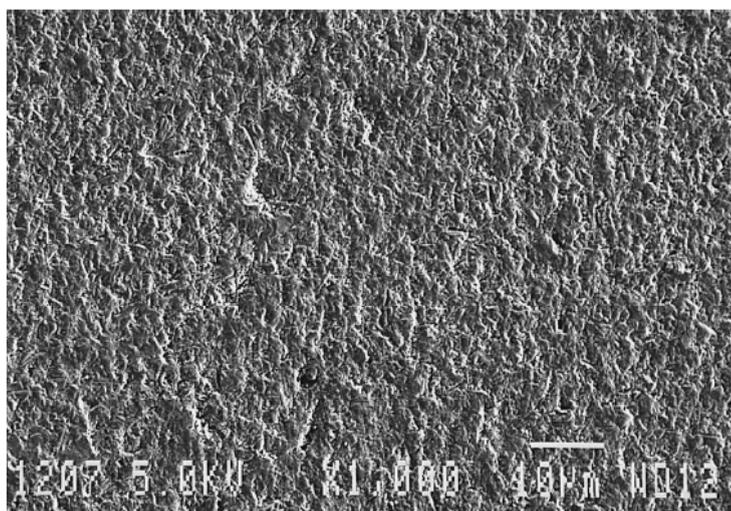
Figura 3: Superfície de um corpo-de-prova de aço ferramenta que sofreu desgaste abrasivo por riscamento por uma esfera de aço para rolamento e partículas abrasivas de diamante



Fonte: Trezona et al., 1999

A Figura 4 mostra uma superfície submetida ao desgaste abrasivo em um teste de micro-abrasão usando uma lama abrasiva de alta concentração, $0,237 \frac{g}{cm^3}$, e força normal baixa, de 0,25 N. O corpo de prova consiste em aço-ferramenta (1% C, 1,2% Mn, 0,2% Si, 0,5% Cr, 0,15% V, 0,5% W, em massa), e a esfera de teste, aço para rolamento (Trezona et al., 1999). Diferente da Figura 3, as marcas de desgaste não tinham um padrão. Elas foram formadas aleatoriamente. Isso indica que o desgaste ocorreu por rolamento, sendo assim, as partículas permaneceram livres durante o teste.

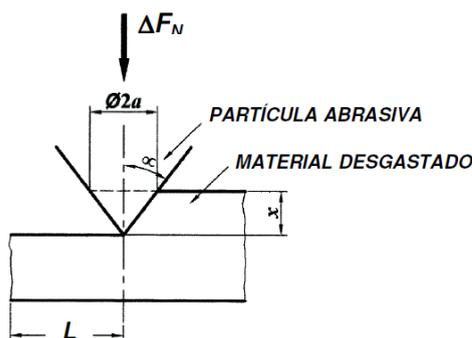
Figura 4: Superfície de um corpo-de-prova de aço ferramenta que sofreu desgaste abrasivo por rolamento por uma esfera de aço para rolamento e partículas abrasivas de SiC



Fonte: Trezona et al., 1999

Na Figura 5 tem-se um ensaio onde uma força ΔF_N é aplicada através de uma partícula cônica deslizando sobre uma superfície plana de um material dúctil.

Figura 5: Partícula idealizada deslizando sobre a superfície de um material dúctil



Fonte: Hutchings, 1992

A taxa de desgaste Q devido a partículas abrasivas "nP" atuando no sistema pode ser definida pela equação de Archard para o desgaste abrasivo, conforme descrito na Equação 1: (HUTCHINGS, 1992).

$$Q = K * \frac{F_N}{H} \quad (1)$$

Na equação acima, Q é a taxa de desgaste, que neste caso é interpretada como o volume de material removido por unidade de distância de deslizamento ($\frac{mm^3}{m}$). K mede a gravidade do desgaste (quanto maior o K , maior a taxa de desgaste). É um valor adimensional e é sempre menor que 1. K está entre $5 * 10^{-3}$ e $50 * 10^{-3}$ para desgaste abrasivo por riscamento e $\approx 0,5 * 10^{-3}$ e $\approx 5 * 10^{-3}$ para desgaste abrasivo de rolamento (HUTCHINGS, 1992). F_N é a força normal total aplicada ao sistema e H é a dureza do material de desgaste.

Tomando $k = \frac{K}{H}$ e substituindo na Equação 1, a Equação de desgaste abrasivo de Archard torna-se:

$$Q = k * F_N \quad (2)$$

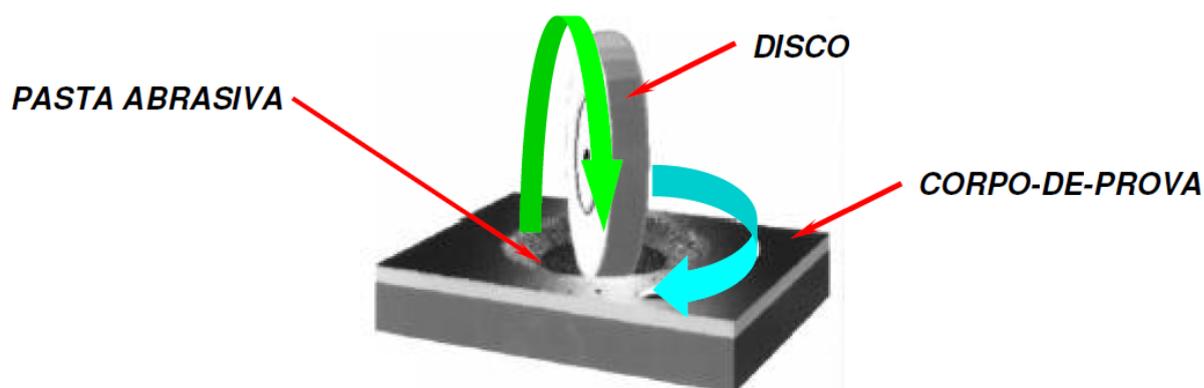
Sendo assim, o coeficiente de desgaste (k) pode ser interpretado como o volume de material que sofreu desgaste por unidade de força e unidade de distância de deslizamento ($\frac{mm^3}{N.m}$). No entanto, a Equação 2 tem algumas limitações: *i*) Não é considerado se o desgaste é por riscamento ou por rolamento na equação; *ii*) não se considera o tamanho médio de partículas abrasivas e a dureza; *iii*) todas as

partículas são consideradas cones ideais (na verdade, as partículas terão formas diferentes, desgastando a superfície de maneiras variadas) (COZZA, 2006).

3.1.1 Ensaio de Desgaste por Microabrasão

Em 1991, Kassman utilizou um “*dimple grinder*” (Figura 6, Hogmark et al., 2000) em um ensaio de desgaste abrasivo, e foi aplicado em filmes finos. Com isso ele teve um progresso significativo determinando pela primeira vez os coeficientes de desgaste do substrato e do revestimento de forma independente (Rutherford & Hutchings, 1997).

Figura 6: Dimple grinder



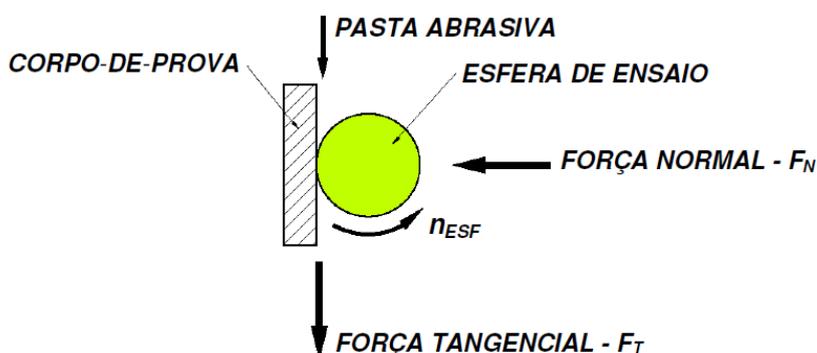
Fonte: Hogmark et al., 2000

Rutherford & Hutchings desenvolveram o ensaio por esfera rotativa de micro-abrasão em 1996. Essa nova configuração tinha a finalidade de medir a espessura de revestimentos. Porém, pelo potencial do ensaio, o mesmo é atualmente aplicado em pesquisas envolvendo desgaste abrasivo de materiais metálicos e não metálicos sob diferentes condições de ensaio. (Kusano & Hutchings, 2005; Silva Jr., 2003). Não há nenhuma norma que gerencie esse tipo de ensaio. Um pequeno número de laboratórios europeus estão dedicando-se para normalizar esse tipo de ensaio (Gee et al., 2005).

São utilizadas duas configurações de equipamentos para ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa: i) por uma máquina com esfera rotativa fixa e ii) por uma máquina com esfera rotativa livre (COZZA, 2006).

A Figura 7 mostra como funciona a máquina de ensaio de desgaste por esfera rotativa fixa. É aplicada uma força normal (F_N) sobre a esfera de ensaio, definida pelo usuário. O corpo de prova está junto a esfera de ensaio e em contato com a mesma. O contato e movimento relativo entre a esfera e o corpo de prova criam uma força tangencial F_T (força de atrito). É possível controlar a rotação da esfera com essa configuração (n_{ESF}), a concentração da pasta abrasiva que é inserida no contato corpo de prova/esfera, a vazão da mesma e a distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova (COZZA, 2006).

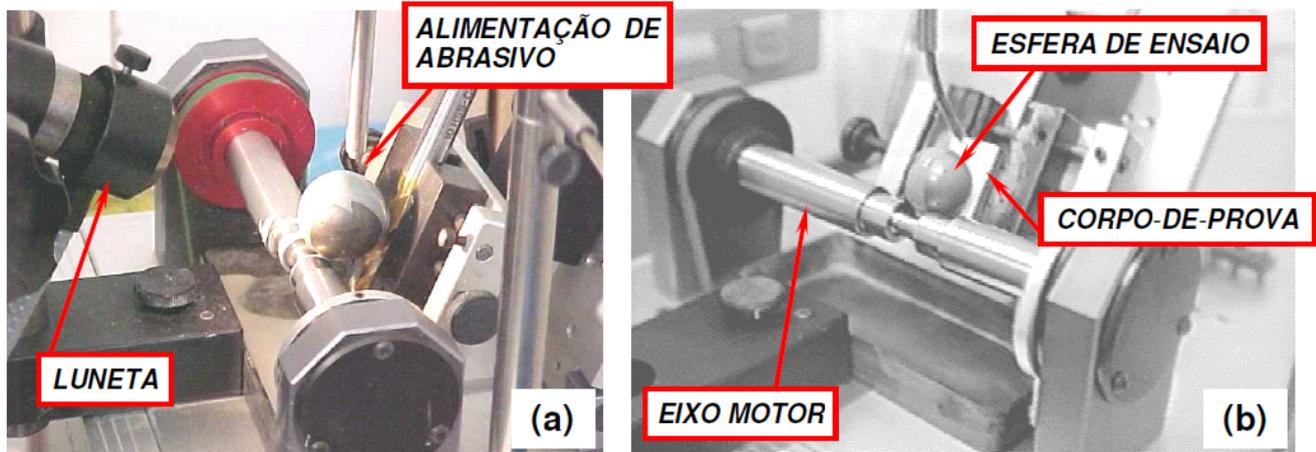
Figura 7: Esquema do Funcionamento do equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera fixa.



Fonte: Cozza, 2006

No equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa livre a força normal é definida pelo peso da esfera além da inclinação do corpo-de-prova e sua posição em relação ao eixo do motor (Silva Jr., 2003). A Figura 8 mostra um equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa livre da Universidade Federal de Uberlândia.

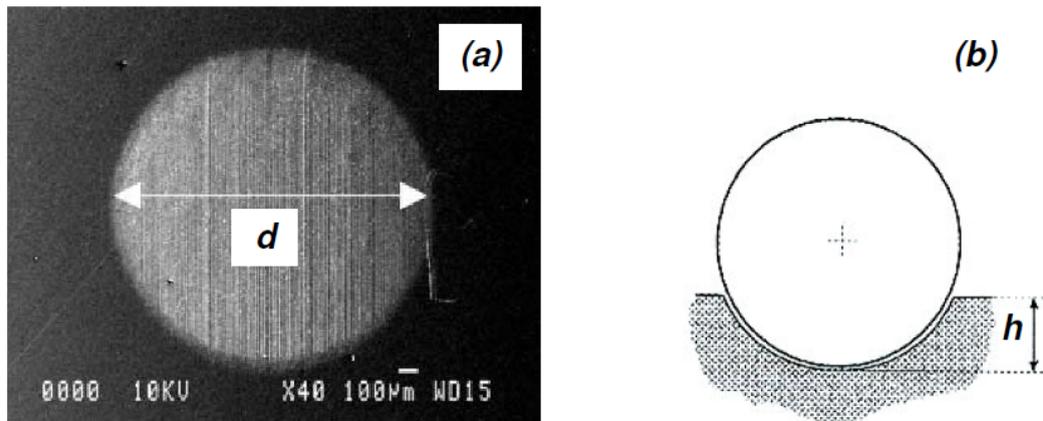
Figura 8: (a) Equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa livre (Silva Jr., 2003); (b) visão frontal do equipamento (UFU - Faculdade de Engenharia Mecânica - LTM - Laboratório de Tribologia e Materiais).



Fonte: Silva, 2003

As Figuras 9a e 9b mostram a cratera de desgaste gerada em um ensaio de microabrasão.

Figura 9: a) Vista frontal de uma cratera de desgaste, mostrando o diâmetro “d” da mesma; b) profundidade de penetração “h” da esfera de ensaio.



Fonte: Kelly e Hutchings, 2001

O volume da cratera de desgaste (V) e a profundidade de penetração da esfera de ensaio (h) são calculados pelas equações 03 e 04 BAPTISTA et al, 2000; HUTCHINGS, 1998; RUTHERFORD & HUTCHINGS, 1996):

$$h = 12,70 - \sqrt{161,29 - 0,25d^2} \quad (3)$$

Onde:

h – profundidade de penetração (mm);

d – diâmetro (mm).

$$V = \pi * (12,70 * h^2 - \frac{h^3}{3}) \quad (4)$$

Onde:

h – profundidade de penetração (mm);

V – Volume da cratera de desgaste (mm³).

As duas equações acima, utilizadas por Rutherford & Hutchings (1996; 1997) e Baptista et al. (2000) tem-se que para o cálculo de h e V, apenas devem ser considerados que o diâmetro tem que ser menor que R, onde R é o raio da esfera de ensaio. Essa condição insere erros nos cálculos apesar de serem desprezíveis.

3.1.2 Parâmetros do Ensaio de Desgaste Micro-Abrasivo

Propriedades como dureza e tenacidade à fratura, e parâmetros microestruturais, como porosidade e tamanho de grão, afetam a resistência ao desgaste micro-abrasivo de um material (Dogan e Hawk, 2001; Erickson et al., 2001). No entanto, a resistência ao desgaste abrasivo não é uma propriedade do material. Também depende dos parâmetros de teste (Dogan e Hawk, 2001; Kato, 2000).

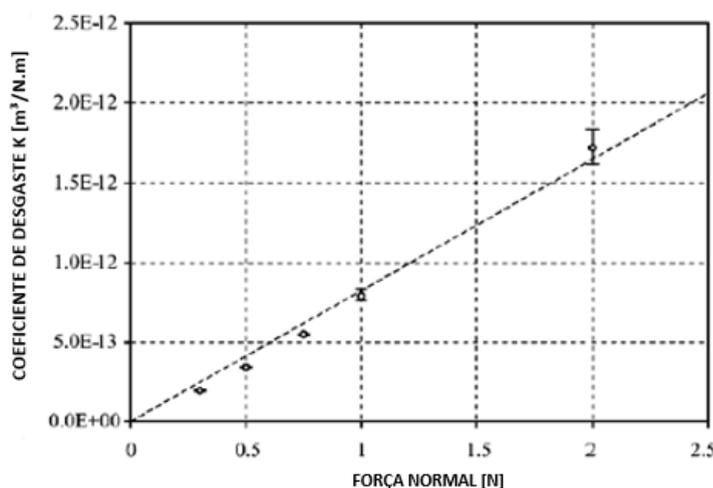
Em um teste desgaste micro abrasivo por esfera rotativa fixa, os parâmetros que tem-se controle são: i) força normal que atua sobre o corpo-de-prova, ii) distância de deslizamento entre a esfera e corpo-de-prova, iii) vazão da lama abrasiva entre o contato corpo-de-prova/esfera, iv) tipo de esfera: fixa ou livre. Um parâmetro dependente é o tempo de ensaio, ou seja, é definido em função da rotação da esfera e da distância de deslizamento. Dureza, formato e tamanho das partículas, além da concentração de lama abrasiva também podem ser escolhidos. A combinação dessas variáveis resulta em uma transição entre os modos de desgaste abrasivo (de rolamento para riscamento ou riscamento para rolamento) durante os ensaios de desgaste por micro-abrasão.

Variações nesses fatores podem modificar a intensidade do desgaste produzido no corpo-de-prova. Essa mudança de intensidade do desgaste pode ser analisada pelo aumento ou diminuição da taxa de desgaste, do coeficiente de desgaste e pelo volume de desgaste da cratera formada.

3.1.2.1 Força Normal

A Figura 10 mostra a taxa de desgaste em função da carga normal aplicada sobre o corpo de prova, em um ensaio de micro-abrasão utilizando esfera rotativa fixa. Como material abrasivo, foi utilizado SiC (carbeto de silício) com tamanho médio de $4,3 \mu\text{m}$. A quantidade de lama abrasiva é definida como $0,5 \text{ g/cm}^3$ (em água destilada). A esfera de ensaio é feita de aço AISI 52100 com diâmetro de $25,4 \text{ mm}$. A rotação de 75 rpm foi constante durante todo o teste. A força normal varia de $0,3$ a 2 N . De acordo com a equação de desgaste abrasivo de Archard (Equação 2) mostrada na página 17, mantendo k constante, a taxa de desgaste deve ser proporcional à força normal aplicada. Vale ressaltar que, marcando os pontos, o desgaste é na verdade proporcional à força normal prevista pela teoria (BOSE & WOOD, 2005).

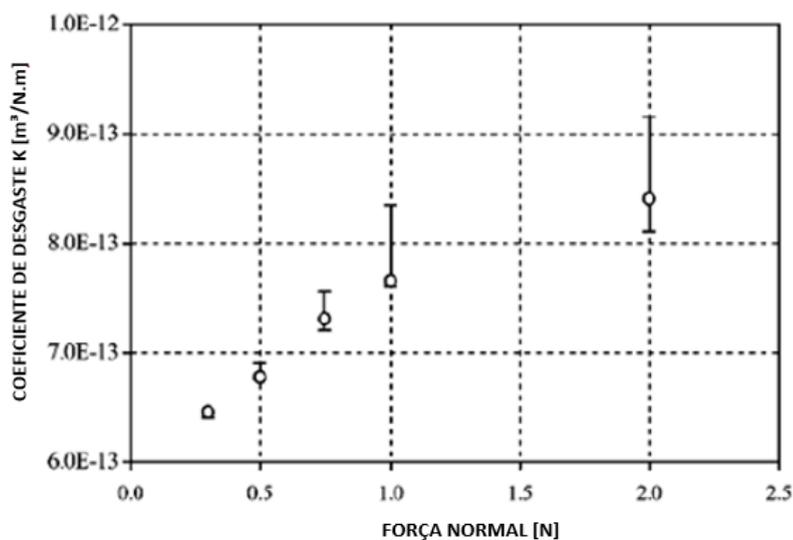
Figura 10: Para revestimentos de carbeto de boro, esferas de aço AISI 52100 e granalha SiC, as taxas de desgaste variam em função da força normal



Fonte: Bose & Wood, 2005

No entanto, a Figura 11 (Bose & Wood, 2005) mostra que k varia com a força normal. Nesse caso, k aumenta com o aumento da força normal.

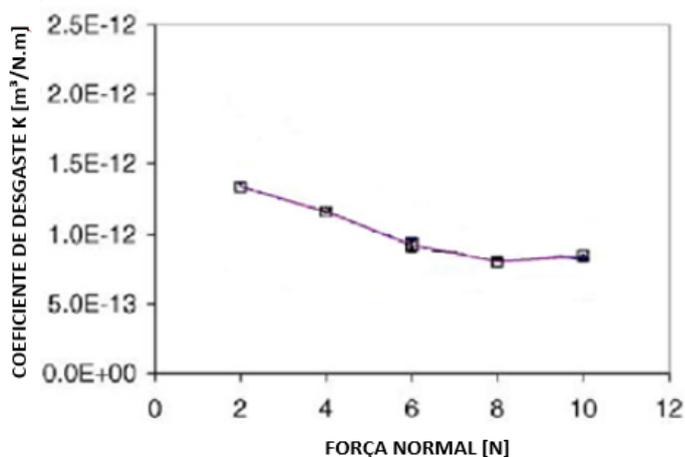
Figura 11: Variação do Coeficiente de desgaste do revestimento de carbeto de boro, esfera de aço AISI 52100 e granalha SiC em função da carga normal



Fonte: Bose e Wood, 2005

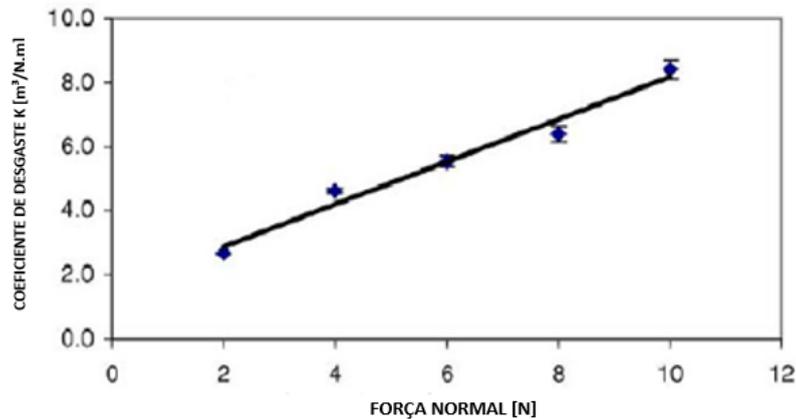
Em testes usando substratos de aço carbono revestidos com PA-11 (poliamida-11) com espessura de 400 μm , Bello e Wood (2005) demonstraram que k diminuiu com o aumento da força normal (Figura 12). No entanto, conforme mostrado na Figura 10, a taxa de desgaste é linear com a força normal (Figura 13). O abrasivo utilizado foi SiC com tamanho médio de partícula de 5 μm . A concentração da pasta abrasiva foi de 0,375 g/cm^3 e as esferas foram feitas de aço carbono com diâmetro de 25 mm (BELLO & WOOD, 2005).

Figura 12: Variação do Coeficiente de desgaste do revestimento PA-11, esferas de aço carbono e granalha SiC em função da carga normal



Fonte: Bello & Wood, 2005

Figura 13: Variação da Taxa de desgaste do revestimento PA-11, esferas de aço carbono e partículas abrasivas SiC em função da carga padrão



Fonte: Bello & Wood, 2005

No casos acima, embora a taxa de desgaste varie linearmente, k aumenta ou diminui a cada ponto em função da carga normal (Figuras 11 e 12, respectivamente). k não é uma propriedade do material desgastado, na verdade ele depende dos parâmetros de ensaio (BELLO & WOOD, 2005). Em um ensaio de microabrasão, k pode ser calculado pelas equações 5 e 6 (BAPTISTA et al., 2000; HUTCHINS, 1998; RUTHERFORD e HUTCHINGS, 1996; RUTHERFORD E HUTCHINGS, 1997:

$$k = \frac{d^4}{128 * t * n_{ESF} * F_N * R^2} \quad (5)$$

$$k = \frac{A_t^2}{4 * \pi * F_N * R^2} \quad (6)$$

Na Equação 5, R é o raio da esfera (mm), F_N , n_{ESF} , t são os parâmetros de ensaio, força normal (N), rotação da esfera (rpm) e tempo de ensaio (min), respectivamente. Mantendo R , n_{ESF} e t constantes e mudando apenas F_N , o diâmetro da cratera de desgaste d (Fig. 10a) aumentará ou diminuirá com o aumento ou diminuição de F_N , respectivamente. A área projetada total da calota esférica é A_t . Para alguns materiais, d pode aumentar em proporção maior do que F_N , fazendo com que k aumente. Nesse caso, o material sofre maior intensidade de desgaste.

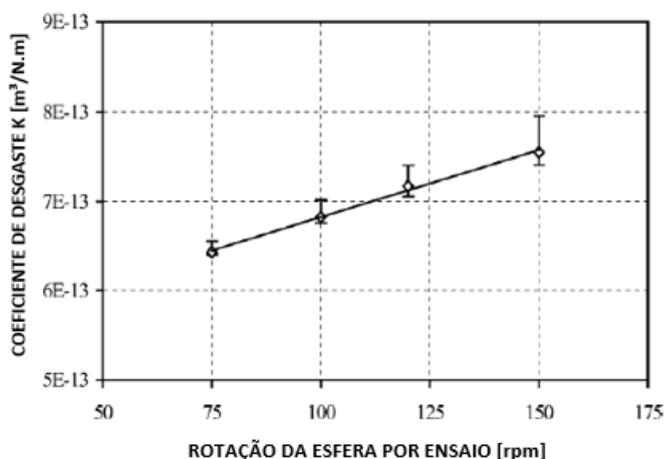
Em outros materiais, d pode aumentar menos que F_N , resultando em uma diminuição em k . Neste caso, o material apresentará menor intensidade de desgaste.

No entanto, k também pode permanecer inalterado. Um aumento ou diminuição de d pode manter o valor de k inalterado mesmo que F_N aumente ou diminua. Portanto, pode-se dizer que a resistência ao desgaste permanecerá inalterada.

3.1.2.2 Rotação da esfera de ensaio

Como pode ser visto na Equação 5, como no caso da força normal, k pode ou não mudar quando a rotação da esfera de ensaio varia. Ao contrário do comportamento de k em função da carga normal, nos ensaios de microabrasão em filmes finos de carbeto de boro obtidos por CVD, o coeficiente de desgaste varia linearmente com a rotação da esfera de ensaio, conforme mostra a figura a seguir: (BOSE & WOOD, 2005). A figura 14 mostra a equação do coeficiente de desgaste para revestimento de carboneto de boro.

Figura 14: Coeficiente de desgaste para revestimento de carboneto de boro, esferas de aço AISI 52100 e partículas abrasivas de SiC em função da carga normal



Fonte: Bose & Wood, 2005

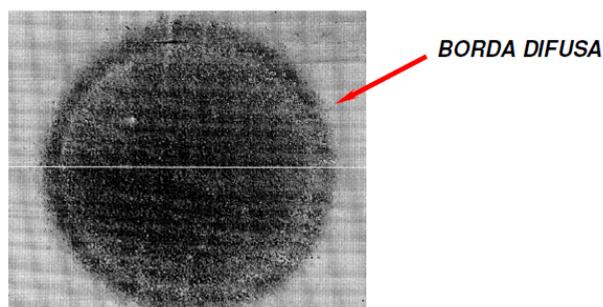
Como pode ser visto na figura acima, à medida que a rotação da esfera aumenta, o valor de k aumenta proporcionalmente. Isso indica que o revestimento tem maior intensidade de desgaste com o aumento da rotação da esfera. No entanto, é incorreto supor que todo revestimento apresenta esse comportamento (COZZA, 2006).

3.1.2.3 Distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova

Segundo Cozza (2006), em testes de desgaste microabrasivo com esfera rotativa, a distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova tem um efeito fundamental para que o desgaste atinja ou não o estado permanente. E ainda, a distância de deslizamento é um parâmetro que pode definir a formação completa da calota esférica.

Se a distância de escorregamento definida para o ensaio for relativamente baixa (≈ 6 m), a borda da cratera de desgaste pode ter uma aparência difusa (Cozza et al., 2005). Isso pode indicar que o ensaio não atingiu um estado permanente de desgaste. A Figura 15 mostra uma cratera de desgaste com o regime permanente de desgaste não atingido (Trezona e Hutchings, 1999).

Figura 15: Cratera de desgaste com borda difusa

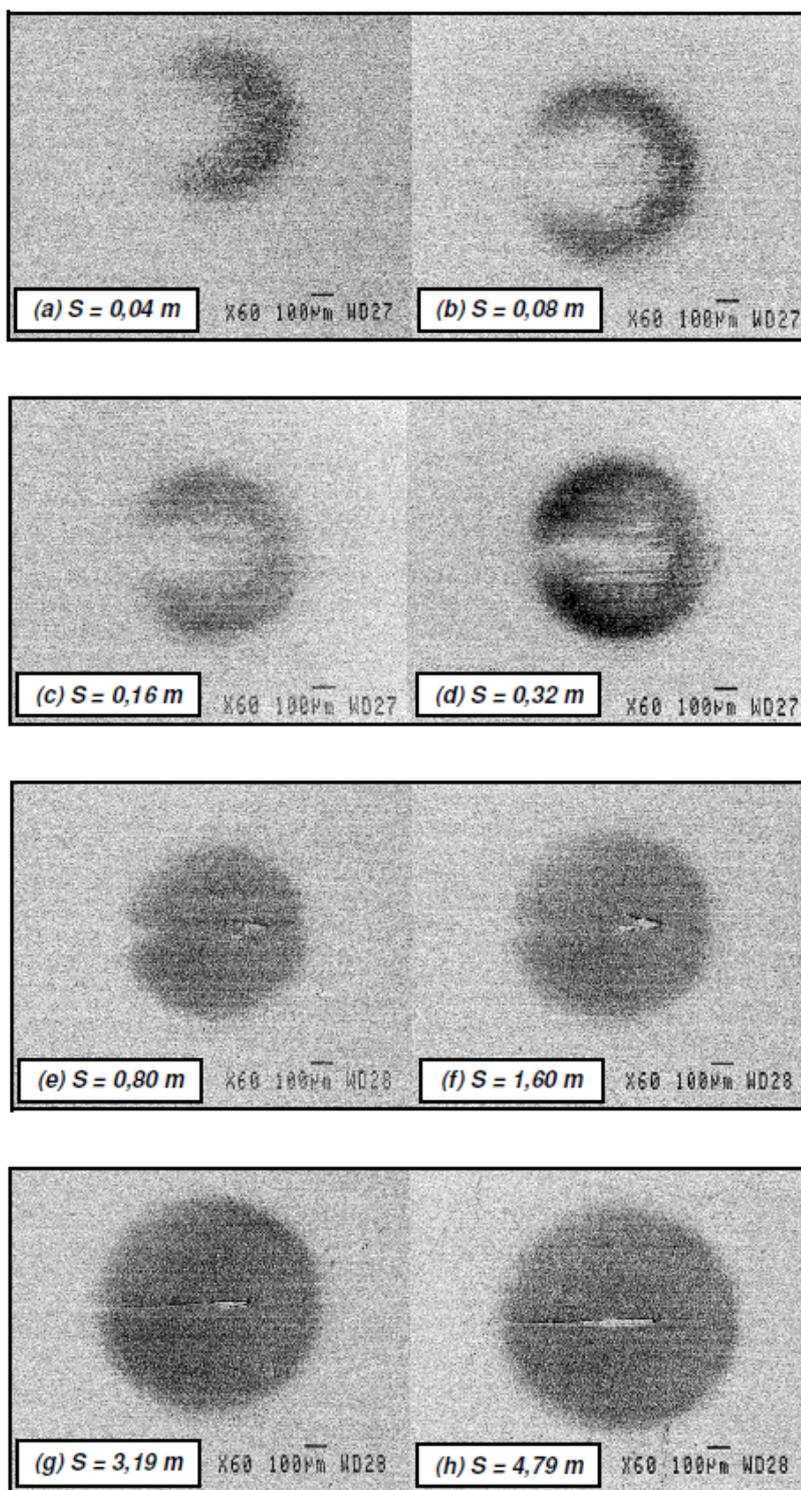


Fonte: Trezona e Hutchings, 1999

No entanto, mesmo que não se obtenha um estado de desgaste permanente e a calota esférica tenha uma borda difusa, ela pode ter uma formação completa, caracterizada por um perfil pelo contorno tendendo a uma circunferência como é o caso da Figura 16.

A Figura 16 (Trezona e Hutchings, 1999) mostra a cratera de desgaste no estágio de formação e suas respectivas distâncias de deslizamento. Observa-se que a forma da cratera se torna mais definida à medida que a distância de deslizamento aumenta. O corpo-de-prova foi feito de alumínio comercialmente puro e a esfera foi feita de aço AISI 52100 sob uma força normal de 0,25 N (Trezona e Hutchings, 1999). O material abrasivo foi SiC com tamanho médio de partícula de 4,25 μm .

Figura 16: Diferentes estágios de formação de uma cratera de desgaste, com as respectivas distâncias de deslizamento



Fonte: Trezona e Hutchings, 1999

A Figura 17 mostra um gráfico do volume de desgaste em função da distância de deslizamento e da força normal (Trezona e Hutchings, 1999). A relação linear entre V e S^*F_N segue a equação 7 (Hutchings, 1998; Rutherford e Hutchings, 1996), onde o volume de desgaste é uma função do coeficiente de desgaste, distância de deslizamento e força normal.

$$V = k * S * F_N \quad (7)$$

Onde,

V = volume de desgaste (m^3);

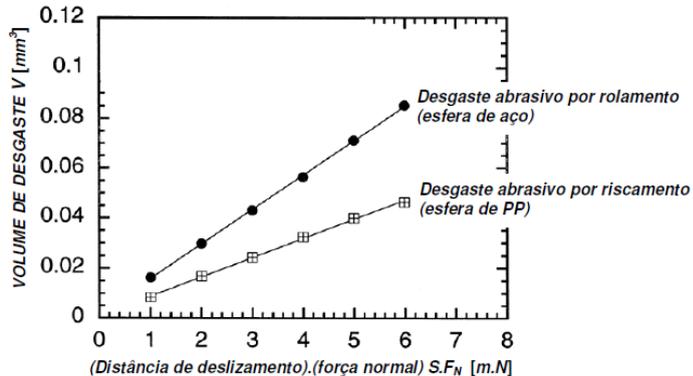
K = coeficiente de desgaste ($\frac{m^3}{N.m}$);

S = distância de deslizamento (m);

F_N = Força normal (N).

O material do corpo de prova foi PMMA (polimetilmetacrilato de metila). O desgaste abrasivo por rolamento ocorreu quando são utilizadas esferas de aço AISI 52100, e o desgaste abrasivo por riscamento ocorre quando são utilizadas esferas de PP (polipropileno). Em ambos os casos o volume de desgaste mostrou uma mudança linear em função do produto de $S * F_N$ (TREZONA & HUTCHINGS, 1999).

Figura 17: Volume de desgaste em função da distância de deslizamento e da força normal



Fonte: Trezona e Hutchings, 1999

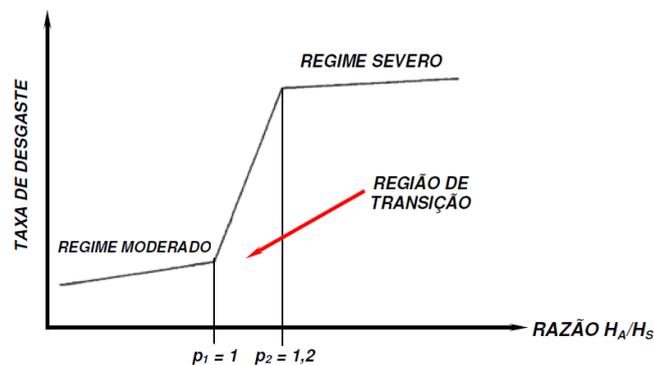
3.1.2.4 Partículas abrasivas

A dureza do abrasivo desempenha um papel fundamental no processo de desgaste. Para a mesma dureza superficial HS, quanto maior a dureza do abrasivo, HA, maior a taxa de desgaste da superfície e quanto menor a dureza do abrasivo, menor a taxa de desgaste. No entanto, o desgaste ocorre mesmo quando $HS > HA$ (COZZA, 2006).

Com a razão das durezas $\frac{H_A}{H_S}$ pode-se prever os intervalos de desgaste abrasivo (KRUSCHOV, 1957 *apud* PINTAÚDE, 2002). Se a razão de durezas for menor que 1, pode-se denominar o desgaste como moderado ou de abrasão dúctil. Se $\frac{H_A}{H_S} > 1,2$, a classificação do desgaste será como severo ou abrasão dura (HUTCHINGS, 1992).

Abaixo segue a Figura 18 com o gráfico que relaciona a taxa de desgaste em função de $\frac{H_A}{H_S}$.

Figura 18: Relação esquemática entre a taxa de desgaste e a razão H_A/H_S . Os pontos p_1 e p_2 limitam a região de transição entre os regimes de desgaste



Fonte: Kruschov, 1957 *apud* Pintaúde, 2002

Na Figura 18, observa-se uma região de transição entre os dois regimes de desgaste abrasivo, limitada pelos pontos p_1 e p_2 , nos quais a razão $\frac{H_A}{H_S}$ vale 1 e 1,2, respectivamente (KRUSCHOV, 1957 *apud* PINTAÚDE, 2002).

Quando há o regime moderado de desgaste, onde $\frac{H_A}{H_S} < 1$, a dureza do material que está sofrendo o desgaste é sempre maior que a dureza do abrasivo. Portanto, H_A mantendo-se constante, a variação da taxa de desgaste é mínima com o aumento de H_S . Pode-se concluir que H_S apresenta pouca influência no processo de desgaste (KRUSCHOV, 1957 *apud* PINTAÚDE, 2002).

No local onde ocorre o desgaste abrasivo severo, onde $\frac{H_A}{H_S} > 1,2$, pode-se observar um efeito semelhante, entretanto, o abrasivo necessita apresentar uma dureza mínima de pelo menos 20% maior que a dureza do material que sofre o desgaste. Se H_S se mantêm constantes, temos uma baixa variação da taxa de

desgaste com o aumento de H_a . Nesse caso, a dureza do abrasivo não altera significativamente o processo de desgaste da superfície (KRUSCHOV, 1957 *apud* PINTAÚDE, 2002).

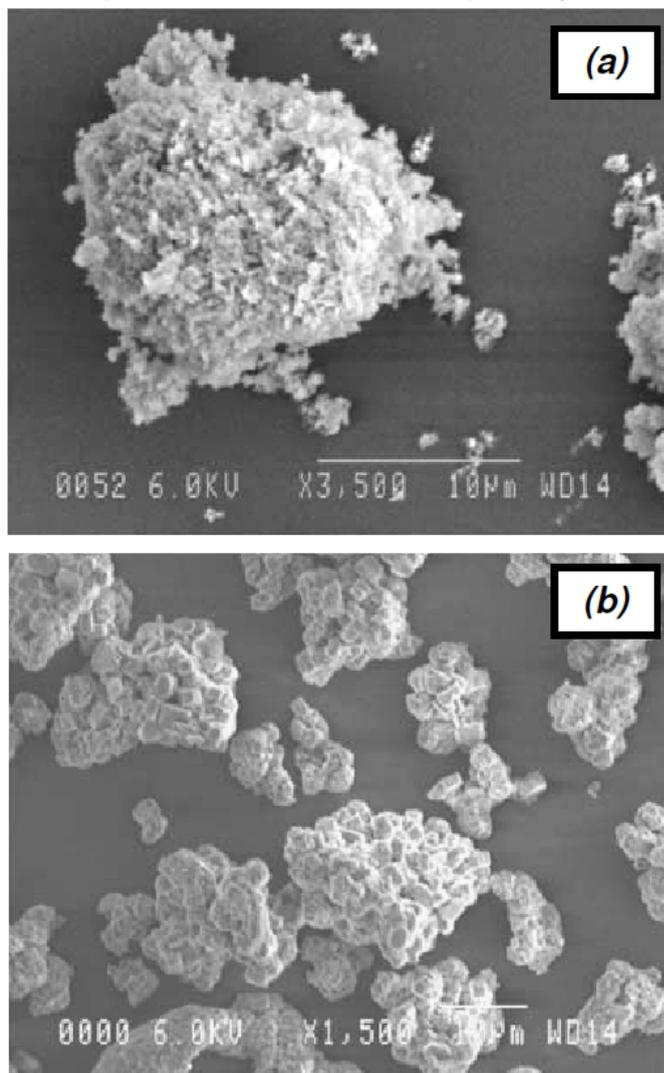
Pode-se observar a seguinte condição na região de transição entre os regimes de desgaste moderado e severo, $1 \leq \frac{H_A}{H_s} \leq 1,2$. Nesse intervalo, a dureza do abrasivo é no mínimo igual a dureza do material que sofre desgaste e, no máximo 20% maior. Mantendo o H_s constante, a mínima variação de H_a pode fazer com que o desgaste entre no regime severo. A variação da taxa de desgaste é sensível a variação da dureza do abrasivo (KRUSCHOV, 1957 *apud* PINTAÚDE, 2002).

3.1.2.5 Forma

O formato dos abrasivos é muito importante no processo de desgaste. Partículas com protuberâncias pontiagudas podem ocasionar taxas de desgaste bem maiores que partículas arredondadas (HUTCHINGS, 1992).

Por meio dos ensaios de desgaste por microabrasão, utilizando corpos de prova de PMMA, Kelly e Hutchings (2001) analisaram como o formato do grão influenciava no processo de desgaste. A Figura 19 mostra os formatos de partículas abrasivas.

Figura 19: Alguns dos formatos de partículas abrasivas utilizadas por Kelly e Hutchings

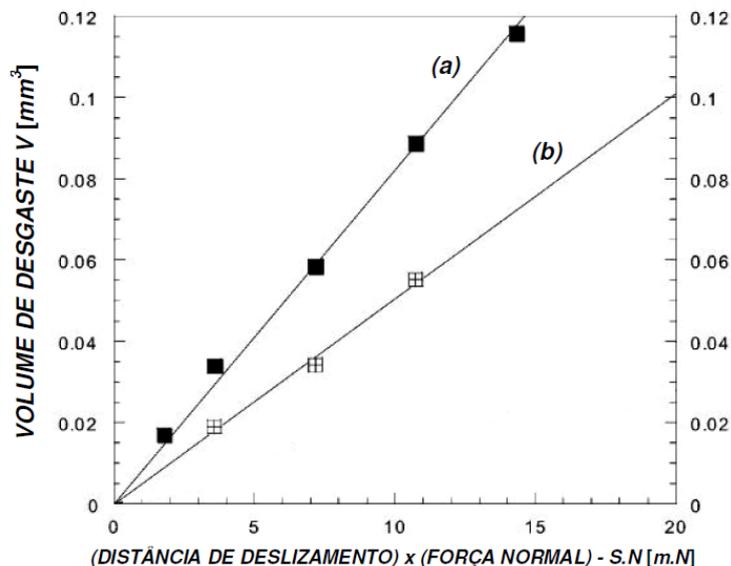


Fonte: Kelly e Hutchings, 2001

Os materiais abrasivos foram sílica. De acordo com estudos de Kelly e Hutchings (2001), a Figura 19a possui partículas com tamanho médio de $8,7 \mu\text{m}$. Os grãos de abrasivo possuem leves protuberâncias que envolvem toda a superfície. O material abrasivo da Figura 19b possui tamanho médio de $14,62 \mu\text{m}$ e com faces relativamente planas em comparação ao material da Figura 19a.

A Figura 20 mostra o volume de desgaste em função do produto da distância de deslizamento pela força normal, conforme materiais das Figuras 19a e 19b. Com uma lama abrasiva de concentração de $0,4 \text{ g de abrasivo por cm}^3$ de água destilada e uma força normal de $0,25 \text{ N}$. A variação da geometria dos abrasivos faz com que ocorra maior desgaste em partículas (a) do que em partículas (b).

Figura 20: Volume de desgaste em função do produto da distância de deslizamento pela força normal, para os materiais (a) e (b) da Figura 19

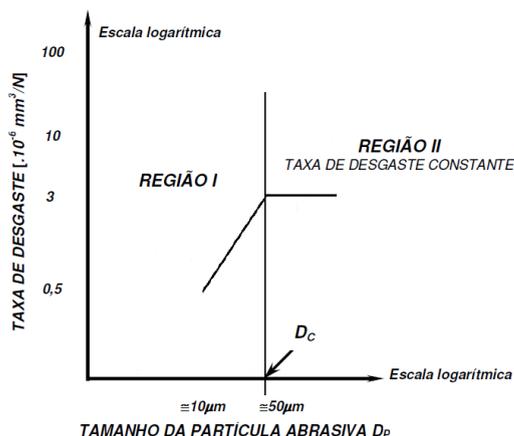


Fonte: Kelly e Hutchings, 2001

3.1.2.6 Tamanho

Tanto para o desgaste abrasivo por riscamento e o desgaste abrasivo por rolamento, o efeito do tamanho das partículas abrasivas sobre a taxa de desgaste pode-se dividir em duas regiões distintas conforme Figura 21 (SASADA et al., 1984).

Figura 21: Variação da taxa de desgaste em função do tamanho das partículas abrasivas, para superfícies de cobre e grãos abrasivos de SiC



Fonte: Sasada et al., 1984

De acordo com Sasada et al. (1984), foram utilizados corpos de prova de alumínio, cobre, níquel e zinco e partículas de SiC, com tamanho variando entre 3 a 150 μm . Em todos os ensaios a força normal foi definida nas superfícies de 15,7 N e

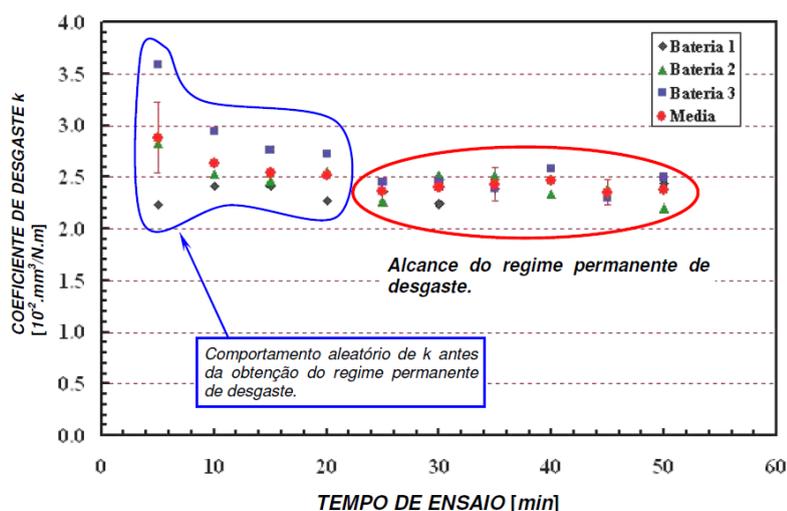
a velocidade mantida em 52,8 mm/s. O gráfico apresentado na figura 21 mostra como ocorre o desgaste abrasivo por rolamento a seco de superfícies de cobre. Na região I, encontra-se um desgaste diretamente proporcional ao tamanho médio das partículas abrasivas (D_p) buscando um determinado valor, ou tamanho crítico (D_c) (GAHLIN & JACOBSON, 1999, SASADA et al., 1984). Na segunda região, a taxa constante de desgaste pode ser observada, obtém-se que nessa região o tamanho dos grãos abrasivos é independente. O desgaste apenas entra nesse regime quando os grãos abrasivos são maiores que D_c .

Sasada et al., (1984) mostraram que, tanto o desgaste abrasivo quanto para o desgaste de riscamento e o desgaste abrasivo por rolamento, o valor de D_c é de aproximadamente 50 μm . Gahlin e Jacobson (1999) mencionam que D_c pode valer aproximadamente 100 μm , para o desgaste abrasivo por riscamento.

3.1.3 Regime permanente de desgaste

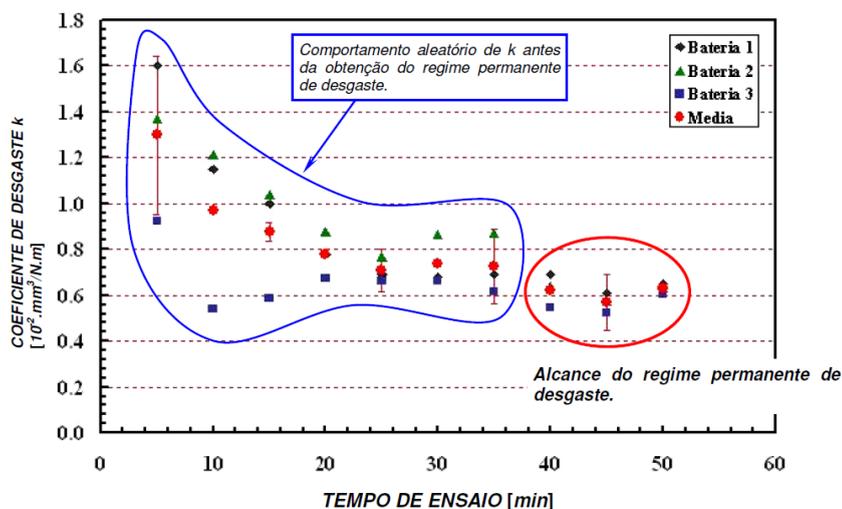
Segundo Cozza (2006), o processo de desgaste atinge o regime permanente quando o coeficiente de desgaste permanece constante ao longo do tempo. As Figuras 22 e 23 mostram situações onde o regime permanente de desgaste foi alcançado.

Figura 22: Gráfico exibindo o alcance do regime permanente de desgaste, que ocorreu a partir de 25 minutos de ensaio



Fonte: Cozza, 2006

Figura 23: Gráfico exibindo o alcance do regime permanente de desgaste, que ocorreu a partir de 40 minutos de ensaio



Fonte: Cozza, 2006

Para os testes das figuras 22 e 23, foi utilizada uma esfera de 30 mm de diâmetro e uma rotação de 150 rpm, material abrasivo utilizado foi sílica (SiO_2) com o tamanho médio de partícula de $1,83 \mu\text{m}$, forma esferoidal e dureza entre 7,4 e 12,4 GPa. A concentração da lama abrasiva foi definida com 10% de água destilada e 90% de SiO_2 em peso e força normal de 0,45 N, e os tempos de ensaio adotados foram 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50 minutos com três repetições em cada condição (COZZA, 2006). Como pode-se observar na figura 22, o regime permanente só foi obtido a partir de 353 metros de deslizamento (25 minutos). Na Figura 23, o material do corpo de prova possuía uma porcentagem maior de vanádio, o regime permanente foi atingido a partir de 565 metros (40 minutos de ensaio)

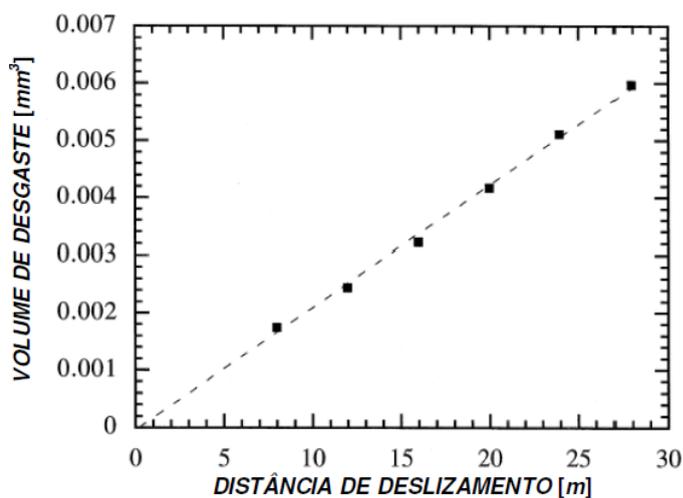
Atingir o regime permanente não acontece com uma distância padrão de deslizamento ou um tempo de ensaio determinado, depende principalmente dos materiais do corpo de prova e da esfera de ensaio. Outras variáveis que influenciam são a forma e o tamanho médio das partículas abrasivas, força normal aplicada, dureza e a vazão do material abrasivo podem mudar o tempo para obtenção do regime permanente de desgaste (COZZA, 2006)

Segundo Cozza (2006), até que o regime permanente de desgaste não tenha sido atingido, o gráfico do coeficiente de desgaste em função do tempo ou em função da distância de deslizamento pode apresentar qualquer comportamento, Figuras 22 e 23.

A verificação se o regime permanente já foi alcançado se dá através de análise gráfica, do volume de desgaste em função do tempo de ensaio ($V = f(t)$), ou

através do volume de desgaste em função da distância de deslizamento ($V = f(S)$). Se o volume de desgaste se aproxima a uma variação linear com o tempo ou distância de deslizamento, pode-se dizer que o regime permanente foi alcançado (TREZONA et al., 1999). A Figura 24 abaixo apresenta um gráfico de $V=f(S)$, observa-se um regime permanente de desgaste obtido (TREZONA et al., 1999).

Figura 24: Variação linear do volume de desgaste com a distância de deslizamento



Fonte: Trezona et al., 1999

No regime permanente de desgaste, é possível realizar os ensaios com dois procedimentos distintos (para a explicação abaixo, os mesmos foram denominados de Procedimento A e Procedimento B) (BAPTISTA et al., 2000).

Segundo Baptista et al. (2000), no Procedimento A, ocorrem paradas intermediárias após um tempo de ensaio, por exemplo, a cada cinco minutos acontece uma interrupção no ensaio para a análise da calota esférica gerada, onde se faz as imagens e aquisições, e após a análise o ensaio é reiniciado na mesma posição anterior. Após as análises tem-se apenas uma cratera de desgaste. No procedimento B não há paradas intermediárias como o procedimento A, para cada tempo de ensaio é obtida uma cratera de desgaste diferente, e as análises podem ser feitas posteriormente.

Os procedimentos citados apresentam vantagens e desvantagens. No procedimento A, acontece a sobreposição das calotas assim acontecendo que somente a última, além disso, no procedimento A, durante o recomeço do ensaio o corpo de prova pode deslocar-se de sua posição original, assim ocorrendo o perfeito contato entre a esfera e a cratera de desgaste. É um ensaio relativamente mais lento

que o procedimento B, porém, tem se todas as crateras de desgaste geradas(BAPTISTA et al., 2000).

3.2 Ligas de níquel

As ligas de Níquel tem amplo emprego na indústria em geral, mas possui aplicação majoritária onde se requerem características de resistência mecânica, à corrosão e fluência; assim, as indústrias petrolífera e aeroespacial tem particular interesse no estudo e desenvolvimento destes materiais (SILVA, 2016).

O desenvolvimento das ligas de Níquel (ou superligas) teve início nos Estados Unidos durante a década de 1930, visando aplicação em turbinas de jatos, sendo um dos principais materiais utilizados nesta aplicação até hoje, estendendo seu uso a motores de foguetes, reatores nucleares, equipamentos petroquímicos, entre outros (SILVA, 2016).

A liga Inconel 718 foi desenvolvida por H.L. Eiselstein e patenteada em 1963, e constitui uma dos mais importantes materiais atualmente. Contém vários elementos de liga (Fe, Cr, Nb, Mo, Ti e Al) e é indicada para solicitações a altas temperaturas, com alta resistência mecânica, resistência à corrosão, à ação da água do mar, sais e com boa ductilidade até 650 °C (SANTOS, 2009) e soldabilidade. Dados de 2006, mostram que neste ano, a produção da liga correspondeu a 50% do volume de ligas de níquel produzido (DUPONT et al, 2009).

3.2.1 Histórico, desenvolvimento e aplicações típicas

As ligas de Níquel constituem uma das classes mais importantes de materiais, podendo ser usadas em grande variedade de ambientes e aplicações, desde ambientes criogênicos até temperaturas de 1200°C, com características de resistência à corrosão, resistência à altas temperaturas, tenacidade e resistência mecânica, podendo formar ligas com diversos elementos (Ni e Cu são totalmente solúveis, Fe, Co, Cr e Mo possuem solubilidade de média a alta), o que torna grande a quantidade de produtos que podem ser disponibilizados pelo mercado (aços ligados ao níquel, ligas à base de níquel e cobre, além de materiais com deposição superficial por solda e eletroquímica, etc) e indústrias que demandam sua aplicação

(alimentícia, eletrônica, automotiva, transporte, refino, produção de óleo e gás, etc.) (DUPONT et al, 2009).

O desenvolvimento das superligas de Ni, Co, e Fe começou nos Estados Unidos nos anos 1930, porém ao longo dos anos as superligas de níquel tornaram-se as mais utilizadas. Um exemplo seria os estudos e pesquisas de ligas para turbinas, que têm requisitos de resistência mecânica, à fluência e fadiga, entre outras, levaram ao desenvolvimento das ligas Nimonic 80 e 80A, Hasteloy B e X (ASM VOL 2, 1992), e atualmente uma das principais aplicações continua sendo em turbinas de jatos de aviação.

3.2.2 Classificação de Ligas Níquel

Segundo Silva (2016), a razão principal do uso de uma liga de níquel é a sua excelente resistência mecânica num amplo intervalo de temperaturas. A estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) da matriz austenítica apresenta grande capacidade de manter resistência à tração, à ruptura, ductilidade, boa resistência ao impacto e à fadiga e boas propriedades de fluência em temperaturas homólogas muito mais altas do que as ligas de matriz cúbica de corpo centrado (CCC).

Segundo Silva (2016), as ligas podem ser classificadas tanto de acordo com sua constituição química quanto de acordo com suas características de fabricação/tratamento térmico. Assim, pela constituição química, podemos ter as seguintes categorias:

a- Níquel comercialmente puro: as ligas de elevada pureza chegam a ter 99.98 a 99,99% de níquel. Elementos de liga, como alumínio e titânio, podem ser adicionados para elevar a resistência mecânica através de tratamentos térmicos. Dentre estas ligas, podemos destacar as 200, 201 205, 270, o permaníquel 300 e o duraníquel 301 (SILVA, 2016).

b- Ligas binárias, como Ni-Cu, Ni-Mo, Ni-Fe: destas, a mais comum é a de composição Ni-Cu, conhecidas comercialmente como Monel (400, R-405 e K-500). Outras ligas binárias comercialmente importantes são as de composição Ni-Mo, destacando a liga Hastelloy B-2 (SILVA, 2016).

c- Ligas ternárias, como o Ni-Cr-Fe, Ni-Cr-Mo, Ni-Cr-Nb: destas, destacam-se as conhecidas comercialmente por Inconel 600, Incoloy 800, e as Hasteloy C-276, Hastelloy C-22 e o Inconel 625 (SILVA, 2016).

d- Ligas complexas, como Ni-Cr-Fe-Mo-Cu: as principais ligas desse sistema são as Hastelloy G-3, os Inconel 617, 625, e 718 e o Incolloy 825 (SILVA, 2016).

A liga Inconel 718 que será analisada neste estudo possui uma composição química de 53% Ni, 18,6% Cromo, 3,1% Molibdênio, 5% Nióbio, 0,4% Alumínio, 0,9% Titânio, 18,5% Ferro, 0,2% Manganês, 0,3% Silício, 0,04% Carbono (VALLE, 2010).

As ligas podem ser classificadas também de acordo com seus principais processos de fabricação e tratamento térmico. Assim, pode-se obter:

a- Ligas de Níquel Endurecidas por Solução Sólida: todas as ligas são endurecíveis por solução sólida. Adições de Al, Cr, Mo e W contribuem fortemente para o endurecimento, enquanto Co, Cu, Fe, Ti e V apresentam um efeito menor (WELDING HANDBOOK PART 1, 1998).

Essas ligas geralmente não apresentam maiores problemas de soldabilidade, porém dependendo da liga e forma de resfriamento, pode-se levar à precipitação de compostos nos contornos de grão e na matriz, que em alguns casos são prejudiciais (NETO, 2010).

b- Ligas endurecíveis por precipitação: são endurecidas devido à precipitação de uma segunda fase, conhecida como γ' , de uma solução supersaturada, que ocorre após reaquecimento a uma determinada temperatura e tempo de uma liga previamente tratada termicamente. Cada liga possui um ciclo térmico ótimo para promover o máximo de resistência e algumas ligas fundidas já apresentam essa fase após a solidificação (WELDING HANDBOOK PART 1, 1998).

3.2.3 Metalurgia das ligas de Níquel

As ligas possuem microestrutura que consiste em uma matriz austenítica (fase *gama*, ou γ), que é endurecível por solução sólida e por precipitação, e mais uma variedade de segundas fases, sendo as mais comuns a γ' e γ'' e os carbonetos (MC, M₂₃C₆, M₆C e M₇C₃) (CORMIER, J., SUAVE, L.M., 2016). Outras fases, geralmente indesejáveis, podem ser observadas devido à variação na composição, processamento ou exposição à alta temperatura, como as fases *delta* (δ), e fases TCP (do inglês, *topologically close-packed phases* ou fases topologicamente fechadas) como as fases *sigma* (σ), fase *Laves* e fase *mi* (μ) (CORMIER, J., SUAVE, L.M., 2016).

3.2.3.1 A fase γ

A fase γ é contínua na matriz austenítica, à base de Ni, sendo endurecível por solução sólida pela adição de elementos como Cr, Mo, W, Co, Fe, Ti, e Al. Estes elementos diferem no diâmetro atômico entre 1 até 13% (SMITH, 1993).

3.2.3.2 A fase γ'

É uma fase intermetálica tipo CFC (cúbica de face centrada), tipicamente de composição $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Os parâmetros de rede das fases γ e γ' são similares, fazendo com que a fase γ' seja a principal responsável pelo endurecimento por precipitação das ligas de níquel-ferro e níquel (ASM, VOL 9, 1992), também pela resistência à elevadas temperaturas e fluência destas: quanto maior a fração volumétrica desta fase, menor a distância entre os precipitados, maior a dificuldade de movimentação de discordância e maior resistência mecânica. Nas demais ligas, porém, a fase que exerce maior papel endurecedor é a γ'' (Ni_3Nb) (CORMIER, J., SUAVE, L.M., 2016).

A morfologia pode ser esférica, como nas ligas base níquel-ferro e em algumas ligas antigas, mas com o aumento do desarranjo γ/γ' e aumento do tempo de envelhecimento, a forma pode evoluir de esférica para globular, bloco e cuboidal (ligas mais recentes). Variações no teor de molibdênio e na relação Al/Ti também alteram a morfologia desta fase. A fração, tamanho e distribuição da fase são parâmetros importantes de controle das propriedades (CORMIER, J., SUAVE, L.M., 2016).

3.2.3.3 A fase γ''

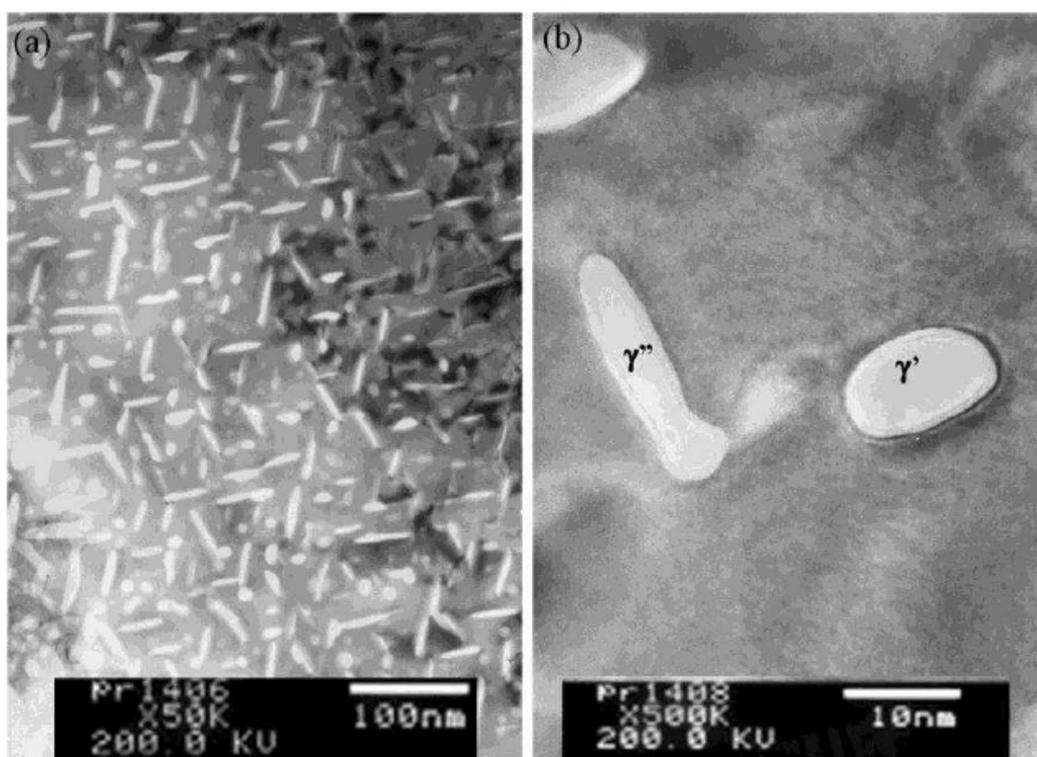
A fase γ'' é metaestável, de estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) formada em ligas que contêm Nb (como o Inconel 718, 706 e Udimet 630), de composição tipo Ni_3Nb , onde o Fe atua como catalisador de sua formação, sendo a principal responsável pelo endurecimento da liga Inconel 718. Apresenta a morfologia de discos alongados, conforme pode ser observado na Figura 25, com aproximadamente 60 nm de comprimento

As fases γ' e γ'' precipitam na faixa de temperaturas entre 600°C e 900°C, distribuídas na forma de pequenas partículas. O fenômeno mais comum, é a precipitação da fase γ' na matriz, e posteriormente a nucleação de γ'' na interface. Diferentes combinações de tempo e temperaturas de envelhecimento podem resultar em diferentes durezas do material, em função das distintas frações volumétricas e tamanhos de precipitados destas fases (DUPONT et al, 2009)

Devido ao fato da fase não ser estável, a aplicação em temperaturas acima de 650°C por longos períodos pode levar ao crescimento de grão, solubilização de γ' e γ'' e formação de uma fase ortorrômbica e estável de Ni_3Nb , que é a fase delta (δ), com consequente perda de resistência.

A Figura 25 γ' e γ'' apresenta as fases na matriz da liga Inconel 718 e suas diferentes morfologias.

Figura 25 – Fases γ' (forma esférica) e γ'' (discos alongados) da liga Inconel 718



Fonte: Du, J.H. et al, 2007

3.2.4 Inconel 718

A liga Inconel 718 se caracteriza por um maior teor de Nb, elemento responsável pela precipitação da fase γ'' (Ni_3Nb), com morfologia de discos

alongados orientados paralelamente aos planos cristalográficos, que é o principal mecanismo de aumento de resistência da liga. Além desta fase, existe ainda uma pequena quantidade da fase γ' ($\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$), em forma de partículas quase esféricas, que também causa um efeito endurecedor. Quando a liga é exposta a temperaturas na faixa entre 650 e 800°C durante longo período ocorre a dissolução da fase γ' numa fase δ , que possui morfologia de placas finas, e provoca o amolecimento do material, além de comprometer sua ductilidade e resistência à corrosão (SANTOS, 2009).

O carbeto mais comumente encontrado nas ligas de Inconel 718 atuais é o $(\text{Nb}, \text{Ti})\text{C}$, devido ao uso da fusão a vácuo (LENA, 2010). Pode também apresentar elementos como o Mo, W, Cr, Ni e Nb. também podem aparecer (ASM, VOL 9, 1992). Este carbeto se precipita em altas temperaturas e é muito estável até 1200°C, e em função de sua morfologia e locais de precipitação podem ser divididos em dos tipos: primário e secundário (GAO, M., WEI, R.P., 2012):

Os primários geralmente são grandes, estáveis e de morfologia irregular ou esférica, frequentemente aparecem alinhados na direção de solidificação. Seu espectro de EDS apresenta pico de Nb, e precipita de forma intragranular. Os secundários têm sua formação durante tratamentos térmicos, e precipita em forma de pequenas partículas nos contornos de grão.

Uma das aplicações mais comuns do Inconel 718 é na indústria aeronáutica, sendo depositada em componentes de forma complexa como palhetas, discos e rotores, aumentando a resistência a corrosão (TABERNERO et al, 2011). Entre as maiores preocupações da indústria aeronáutica está o custo de fabricação e reparo dos componentes, onde continuamente, se procura por processos mais flexíveis e eficientes, que reduzam o tempo de produção, perda de material e aumentem a vida útil dos equipamentos.

3.3 Tratamento Termoquímico

Os tratamentos termoquímicos são processos de aquecimento e resfriamento de materiais de ligas metálicas ferrosas e não-ferrosas que visam principalmente alterar as propriedades mecânicas superficiais do material. Desse modo surgem materiais com especificações diferentes e mais resistentes à corrosão e ao desgaste, por exemplo.

3.3.1 - Boretação

A boretação como a nitretação, cementação e a carbonitretação por exemplo, trata-se de um tratamento termoquímico que visa ampliar e melhorar as condições superficiais em materiais ferrosos.

Segundo Krelling et al.(2016) a boretação é um tratamento termoquímico no qual átomos de boro se espalham pela matriz metálica do material, por seu tamanho reduzido, os átomos de boro difundem-se em uma variedade de materiais como metais ferrosos, ligas de níquel e cobalto, ligas refratárias, ligas de titânio entre outros.

A sua aplicação é muito difundida na indústria pois aumenta a dureza superficial de ligas ferrosas, aumenta a resistência ao desgaste e reduz o coeficiente de atrito da superfície. Tratamentos de difusão térmica de compostos de boro requerem uma temperatura de 700 °C a 1000 °C. O processo pode ser usado em meio sólido, líquido e gasoso e o método mais comum utilizado é o de banho boretante. O banho boretante consiste em uma fonte de boro, geralmente usada o carboneto de boro (B₄C) ou boro amorfo e um ativador para depositar o boro na peça desejada(PERINI, 2019). Utiliza-se o banho boretante e em seguida ele é conduzido ao forno na temperatura e tempo exigido para o tratamento, estas temperaturas e tempos de tratamento podem variar dependendo do objetivo e estudo do material tratado.

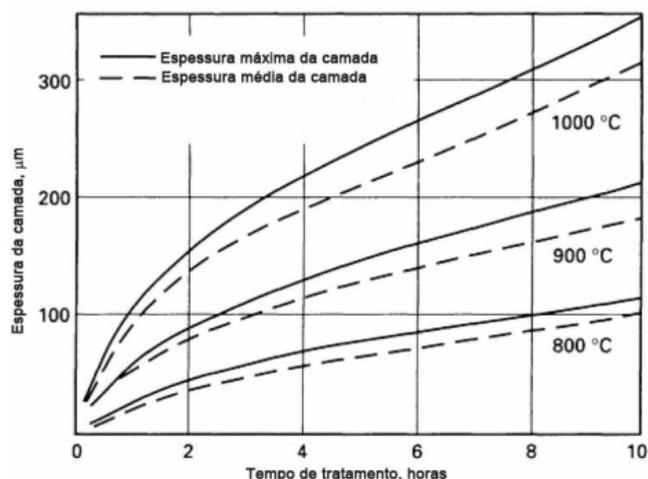
Segundo Krelling et al (2016), na boretação em pó, as peças que serão tratadas são colocadas em recipientes de aço refratário de 3 mm a 5 mm e as superfícies alvo do tratamento são submersas no pó de boro de aproximadamente 10 mm a 20 mm. Estes recipientes são aquecidos entre 840 °C a 1050 °C e em seguida resfriados no próprio ar atmosférico lentamente. Um exemplo de marca comercial de pó de boretação é a Ekabor 1-V2.

A camada gerada pela boretação no material pode conter durezas na faixa de 1600 HV a 2000 HV, valendo-se do tratamento, penetração e difusão do boro pela superfície, a camada de boreto possui uma excelente resistência ao calor e a corrosão(PERINI, 2019).

Segundo Heck (2018), alguns fatores podem influenciar nessa camada de boreto pois a mesma depende do material a ser boretado, da temperatura utilizada

no tratamento e no tempo de exposição ao tratamento termoquímico. A temperatura de tratamento possui maior influência na espessura da camada de boreto, seu aumento contribui para camadas mais espessas. Na figura 26 pode-se observar o aumento da espessura da camada de boreto mediante o tempo e temperatura são alterados.

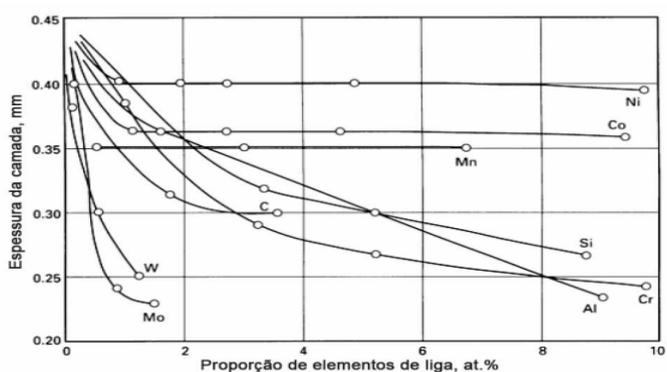
Figura 26 - Espessura da camada de boretação em função do tempo de exposição ao tratamento.



Fonte: (HECK., 2018).

As propriedades mecânicas dos materiais boretados são influenciados diretamente pelos elementos de liga presentes no material, na figura 27 pode ser observado que a influência do níquel como elemento de liga na espessura da camada de boro é significativa somente após a marca de 1 a quase 10% de Ni no material.

Figura 27 - Influência dos elementos de liga na espessura da camada boretada



Fonte:(HECK., 2018)

Para processos envolvendo superligas de níquel, o processo é realizado para melhorar as condições mecânicas e químicas do material(dureza a quente, resistência ao desgaste e a corrosão). O tratamento faz com que boretos de níquel como Ni₄B₃, NiB, Ni₂B e Ni₃B apareçam na superfície do material. Podem ser obtidos pelas diversas formas de boretação(pó, pasta, gás, eletroquímico e laser) entre temperaturas variantes entre 920 a 980 °C em intervalos de tempo distintos(CAMPOS-SILVA et al., 2018).

3.3.2 - Boretação do Níquel Inconel 718

A liga especial de Níquel Inconel 718 é conhecida principalmente pela sua tenacidade a esforços mecânicos e sua resistência a altas temperaturas, sendo a mais ligada da família Inconel. Suas características fazem com que seja usada em meios que necessitam de maior precisão. Ligas especiais possuem essa nomenclatura pois são mais resistentes que materiais comuns.

De acordo com Deng et al, o Inconel 718 possui estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) sendo amplamente utilizado em turbinas a gás, motores de foguetes, naves espaciais, reatores nucleares e bombas, porém o Inconel 718 é suscetível ao desgaste e torna-se desejável a melhora na resistência ao desgaste através de tratamentos térmicos.

A maioria dos estudos para este material se concentrou no processo de nitretação de plasma em que a base de níquel e as espessuras das camadas nitretadas não eram maiores que 15 µm. Estas ligas são extremamente difíceis de serem nitretadas, mas é possível obter camadas mais espessas pelo processo termoquímico de boretação, pois este processo pode facilmente formar boretos como Ni₃B, Ni₂B, Ni₄B₃ e NiB₂(DENG et al., 2014).

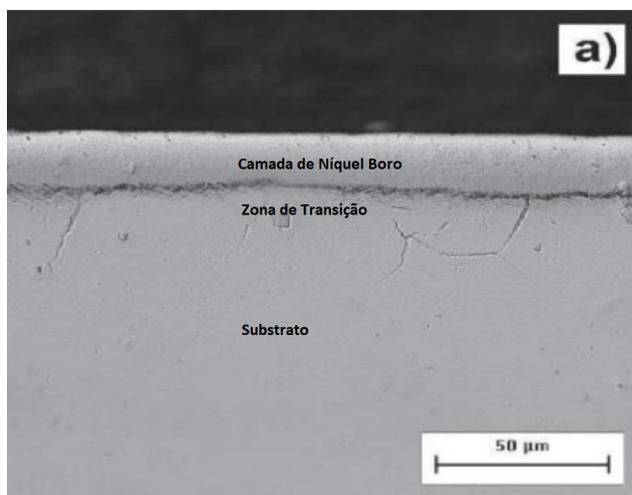
O processo de boretação produz três zonas diferentes na superfície do material, uma camada externa que consiste em Ni₂Si, uma camada interna de Ni₄B₃, e uma zona de difusão. A dureza da camada resultante da boretação do Ni₄B₃ aumentou em função do tempo de exposição, em que os valores variaram entre 1100 HV a 1700 HV(CAMPOS-SILVA et al., 2018).

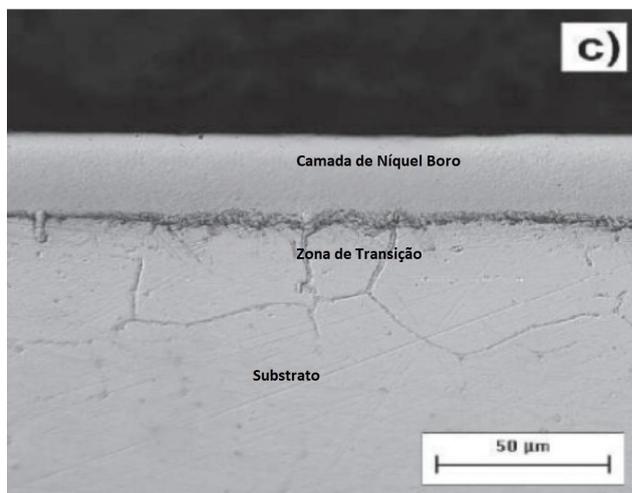
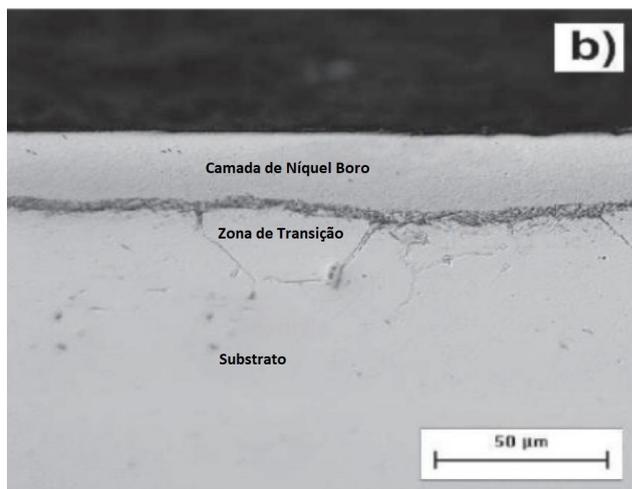
Testes de riscamento são amplamente utilizados para realizar uma estimativa da resistência prática de sistemas camada-substrato. Utilizando-se de uma ponta de

diamante Rockwell-C é aplicada uma força normal na superfície da amostra, durante o teste a amostra é deslocada a uma velocidade constante enquanto a força normal é aumentada. As marcas são analisadas posteriormente em termos de cargas críticas (CAMPOS-SILVA et al., 2018).

De acordo com os estudos de CAMPOS-SILVA et al (2018), as camadas de boreto de níquel na superfície da superliga Inconel 718 foram formadas na temperatura de 950 °C para 2, 4 e 6h de exposição. Após o tratamento concluído, o recipiente foi removido do forno e resfriado a temperatura ambiente, as amostras foram cortadas em cortes transversais e preparadas para o estudo metalográfico utilizando um microscópio óptico. A figura 28 mostra as vistas em cortes transversais da Liga de Inconel 718 boretada, obtido por temperatura de 950 °C, mostrando camadas de boreto de níquel (nickel boride), zona de difusão (diffusion zone) e o substrato (substrate).

Figura 28 - Vistas em cortes transversais da superliga Inconel 718 boretada, obtida por temperatura de 950 °C com tempos de exposição de: (a) 2h, (b) 4h e (c) 6h.





Fonte: (CAMPOS-SILVA et al., 2018)

No estudo realizado, nas amostras de Inconel 718 com tratamento termoquímico de boretação foram realizadas variações nas temperaturas e no tempo de exposição do material ao tratamento.

4 METODOLOGIA

Nesta seção serão mostradas as etapas, materiais e métodos utilizados e parâmetros dos tratamentos termoquímicos e ensaio de desgaste microabrasivo. Todo o trabalho experimental foi realizado nos laboratórios do Instituto Federal de Santa Catarina, campus Joinville e Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC).

4.1 Materiais

O material utilizado foi a liga Inconel 718, com sua composição química descrita na tabela abaixo:

Tabela 1 - Composição química nominal da superliga Inconel 718

Composição química nominal da superliga Inconel 718			
	Composição em %		Composição em %
Ni	53,4	Mn	0.32
Cr	18,3	Si	0.41
Fe	18,2	C	0,07 max.
Mo	3,2	S	0.002 max.
Nb	4,6		
Ti	1,05		
V	0,02		
Al	0,43		

Fonte: Rai et al., 2021

4.2 Equipamento Utilizados

Na preparação das amostras de Níquel e estudos subsequentes foram utilizados os seguintes equipamentos:

- Forno tipo mufla;
- Cortadora de precisão com sistema automático (Buehler ISOMET 4000);
- Prensa embutidora automática (Struers CITOPRESS 10);
- Microscópio confocal (LEICA DCM 3D);
- Microscópio óptico;
- Microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo (MEV/FEG - JeolJSM 6107F);
- Equipamento de indentação instrumentada (CETR e modelo UMT02 está acoplado ao microscópio de força atômica da marca NanoSurface NANITE-B);
- Lixadeira Politriz de bancada;

- Limpador ultrassônico;
- Tribômetro Phoenix Tribology TE-66 Slim;
- Difratorômetro de raio-X (SHIMADZU, modelo 6000);.

4.3 Técnicas de Caracterização Utilizadas

- Microscopia óptica;
- MEV;
- Rugosidade das amostras através do microscópio confocal;
- Perfil de dureza feito através da indentação instrumentada onde uma ponta de diamante é penetrada na amostra para registrar a carga e a profundidade de penetração ao mesmo tempo e com isso consegue-se gerar um gráfico do perfil de dureza da amostra boretada. Os perfis de dureza foram feitos através da média dos resultados obtidos com a matriz de indentação, logo cada ponto possui 11 medidas de dureza similares para a plotagem do gráfico.

A matriz de indentação utilizada para obter estes dados foi a matriz 11x21 que consistia em uma linha horizontal onde ocorria a medição da dureza e em seguida o equipamento se deslocava 5 μm realizando no total 11 medidas de dureza ;

- DRX;
- Microscopia confocal;
- Desgaste microabrasivo.

4.4 Condição de Amostras

Foram confeccionadas 24 amostras com perfil circular e espessura de aproximadamente 6 milímetros através de tarugos do material estudado, e posteriormente as amostras de Níquel Inconel 718 foram retificadas. Após o processo de usinagem, foram utilizadas lixadeiras politrizes de bancada com lixas de até 320 de granulação nas duas faces. Posteriormente, as amostras foram limpas utilizando o limpador ultrassônico por 10 minutos.

Após o processo de limpeza das amostras, foi utilizado um cadinho de aço inoxidável para armazenar duplas do exemplar. Em um primeiro momento foi colocado 30 mm de pó de boretação composto por 90% de B_4C e 10% de KBF_4 e colocado a primeira amostra. Depois, foram adicionadas mais 30 mm do pó de boretação e a segunda amostra. Por fim, mais 15 mm foram acrescentadas e a mistura foi fechada com uma tampa de aço. Acima dessa tampa o cadinho foi completado com areia até sua borda superior. Após esse processo, foi colocado no forno e aquecido a 950 °C por 3h.

4.5 Ensaio Tribológicos

Para os ensaios de desgaste das amostras de níquel boretadas e sem tratamento foi utilizado um equipamento de ensaios tribológicos de microabrasão Phoenix Tribology TE-66. Cada corpo de prova foi submetido a um ensaio com 3 sessões visando calcular o desvio padrão. Cada sessão consiste em 24 rodadas de 50 rotações (aproximadamente 4 metros de deslocamento) a 75 rpm, totalizando 1200 rotações. Após cada rodada de 50 rotações o corpo de prova foi cuidadosamente limpo, colocado sobre a lente de um microscópio de bancada Microtec equipado com lentes planas L.3/0.003 e com a ajuda do microscópio as crateras foram fotografadas, seus diâmetros foram medidos utilizando o software Tsview e em seguida registrados na tabela para construção dos gráficos.

Para a realização dos ensaios foi utilizada uma esfera de aço AISI 52100 temperado e revenido com diâmetro de 25,4 mm e dureza de 58-64 HRC. Antes de cada ciclo de ensaio foi feito o condicionamento da esfera. Para tal, a esfera foi agitada mecanicamente por cinco minutos contendo areia de sílica e água destilada com o objetivo de tornar a superfície mais homogênea. Após o condicionamento, a esfera é limpa em ultrassom por dez minutos em álcool etílico para remoção das partículas de areia.

Durante o ensaio a lama abrasiva de SiC é gotejada sobre a esfera do equipamento através de uma bomba Watson Marlow 120s, garantindo uma distribuição uniforme de abrasivo. As amostras foram submetidas a cargas de 50g e 100g, e concentrações de solução de SiC de 10% vol (0,3544 g SiC / $cm^3 H_2O$) e

30% vol (1,0632 g SiC / cm³ H₂O) totalizando um número de 8 amostras e 24 sessões.

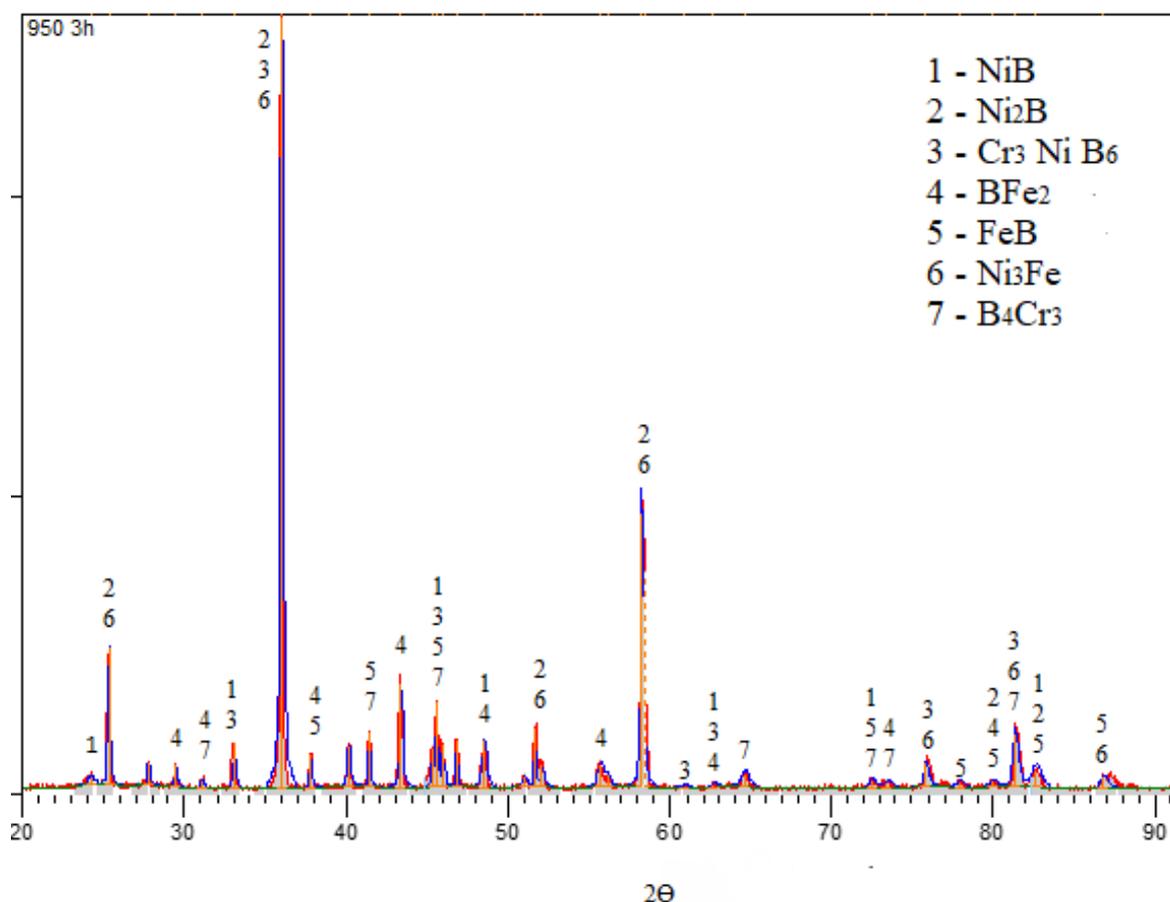
5 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos através dos testes. Primeiramente serão apresentados os resultados da topografia da superfície de amostras sem tratamento e amostras boretadas. Após essa análise serão analisados a rugosidade sem tratamento e com tratamento, micrografias do Inconel 718 tratado termoquimicamente, difração de raios-X, perfil de dureza e coeficiente de desgaste.

5.1 Difração de Raio-X

Pode-se observar na Figura 29 o difratograma de raios-X para a condição boretada. É possível constatar que nas camadas boretadas existe a presença de diversas fases de boreto como NiB e Ni_2B , Cr_3NiB_6 e Cr_3B_4 , FeB e Fe_2B . De acordo com Krelling (2016), a formação da fase Fe_2B foi identificada pela amostra ter poucos elementos de liga e 0,2% de carbono, e com isso os átomos de boro difundem-se facilmente para o interior da matriz metálica, não tendo saturação de boro na superfície e conseqüente aparecendo a fase FeB .

Figura 29 - Difratogramas de raios-X



Fonte: produção do próprios autores

5.2 Topografia de Amostras

Neste trabalho estudou-se oito parâmetros para análise da topografia da superfície, a rugosidade média aritmética (S_a), rugosidade rms (S_q), assimetria (S_{sk}), curtose (S_{ku}), S_p , S_v , S_t . Foi utilizado imagens de microscopia confocal para analisar a rugosidade das amostras. Pode-se perceber que a rugosidade das amostras boretadas foi significativamente superior das amostras sem tratamento. Estes resultados estão de acordo com trabalhos de outros autores como Krelling (2016).

Segundo Carpinetti et al (2020) a rugosidade média (S_a) é definida a média das amplitudes em relação à linha de referência, em relação a um comprimento de perfil que corresponde a cada comprimento amostral considerado.

Algo que limita a utilização de S_a é o fato de ele ser um valor médio das amplitudes do perfil, independente da forma geral das ondulações. Esse parâmetro

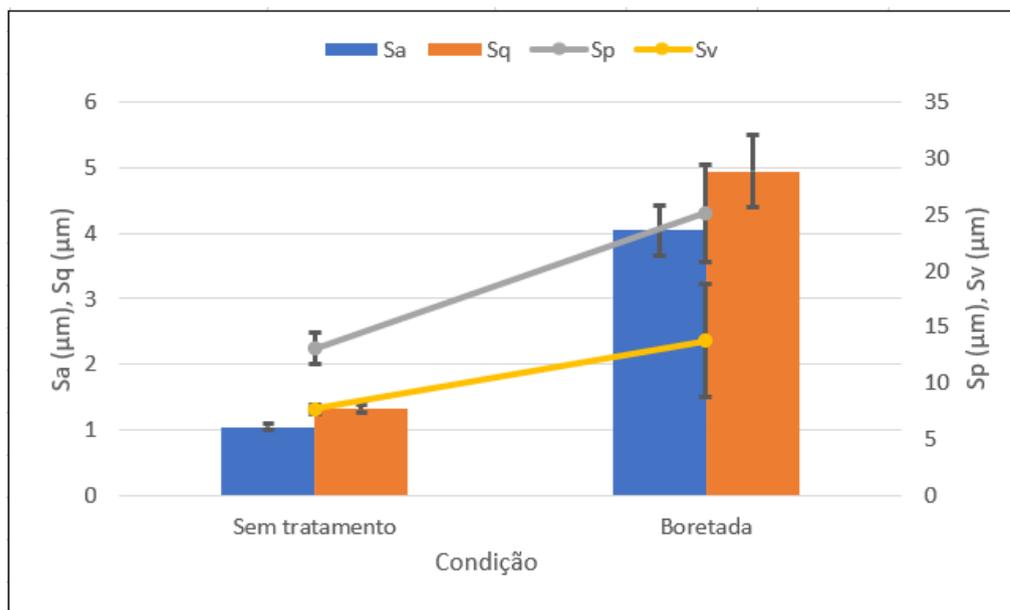
também não faz distinção entre picos e vales, uma informação importante em algumas aplicações como superfícies de deslizamento por exemplo (CARPINETTI et al, 2020).

Onde y_i $i = 1, \dots, n$, são pontos discretos ao longo do perfil. Esse valor indica a amplitude média das irregularidades da superfície de uma amostra. Para uma mesma superfície, a comparação entre S_a e S_q pode acrescentar alguma informação sobre o formato das irregularidades. O valor de S_q também depende do comprimento da amostra utilizada (CARPINETTI et al, 2020).

O valor de S_q é mais sensível a picos e vales, ou seja, à amplitudes maiores pois quando elevadas ao quadrado, terão uma influência maior no cálculo da média das amplitudes (CARPINETTI et al, 2020). Os valores de S_q encontrados após o tratamento de boretação foram de aproximadamente 5 μm , enquanto os valores sem tratamento são de aproximadamente 1 μm , uma diferença significativa comparados com os valores de S_a que sofreram uma menor variação, de 1 μm para amostras sem tratamento e 4 μm para amostras com tratamento. Isso significa que houve uma alta variação entre picos e vales nas amostras estudadas, sendo uma característica das ligas de níquel.

A Figura 30 mostra o gráfico com a rugosidade dos parâmetros S_a , S_q , S_p e S_v . Os parâmetros S_p e S_v representam a máxima altura do perfil acima da linha média e a máxima profundidade do perfil abaixo da linha média respectivamente. No comprimento de medição, são alturas das profundidades e picos dos vales (Krelling, 2016). Pode-se observar que sem tratamento esses valores variam de 1 μm para 4 μm nas amostras boretadas para S_a e para S_q a rugosidade aumentou de 1,2 μm nas amostras sem tratamento para aproximadamente 5 μm para amostras boretadas.

Figura 30 - Rugosidade inicial: Parâmetros Sa, Sq, Sp e Sv

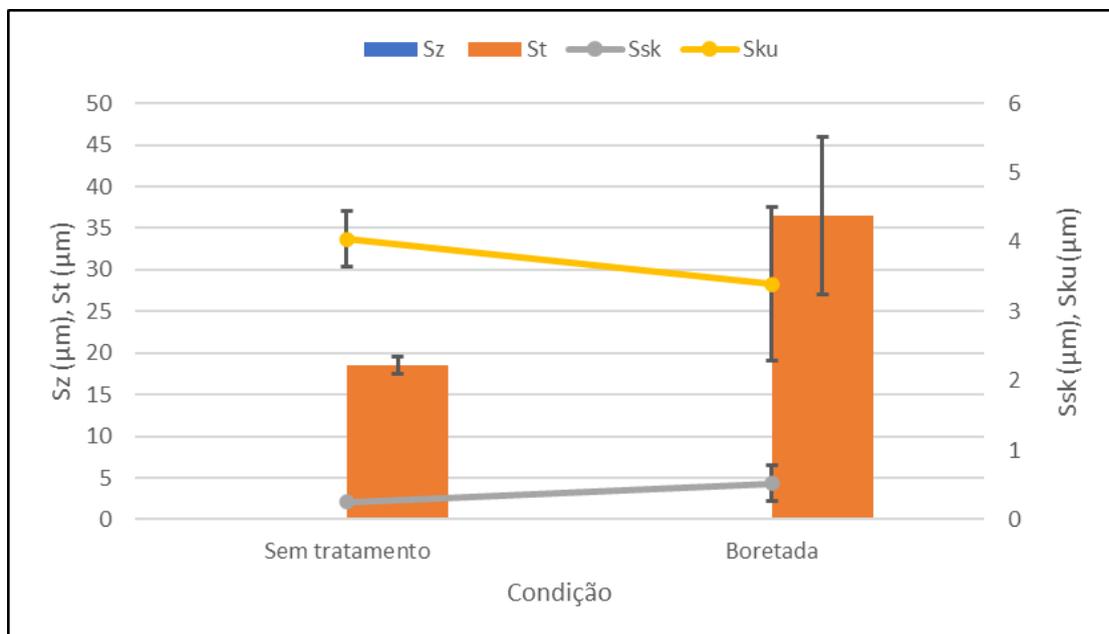


Fonte: Próprios Autores

Pode-se observar na figura 31 que o parâmetro St aumentou significativamente para as amostras tratadas em relação às amostras não tratadas.

Este aumento nos parâmetros de rugosidade pode ser explicado pelo fato da formação dos cristais da camada de boreto. Se há baixa rugosidade inicial nas amostras antes do tratamento, há tendência de aumentar após o tratamento de boretação. Caso contrário, em que as amostras apresentam uma rugosidade elevada antes do tratamento, tem-se a tendência de diminuir após o tratamento de boretação, pelo fato do "preencher" os vales durante a formação dos cristais de boro (SAHIN, 2009).

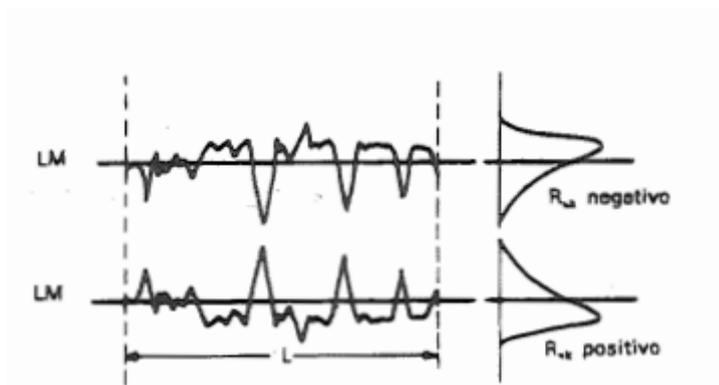
Figura 31 - Rugosidade inicial: Parâmetros Sz, St, Ssk e Sku



Fonte: Próprios Autores

Assimetria (Ssk) é o critério de avaliação do formato ou deformação da curva de amplitudes das irregularidades em relação à uma linha de referência, no comprimento de medição, de acordo com a figura 32.

Figura 32- Assimetria de Distribuição Ssk



Fonte: Stout, 1981

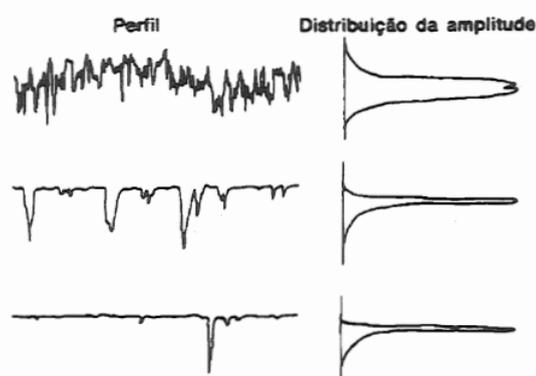
Se Ssk for negativo, as irregularidades da superfície tem forma distribuída distorcida para cima, caracterizado por vales profundos ou picos removidos. Se Ssk for positivo tem-se uma superfície com vales preenchidos ou picos

altos(CARPINETTI et al, 2020). Vales profundos servem como depósito de lubrificantes, como é o caso de Ssk negativo.

Segundo Carpinetti et al (2020), Curtose é um parâmetro que indica o formato das irregularidades superficiais, ou seja mede a dispersão ou concentração dos valores de um conjunto de valores em relação às medidas de tendência central em uma distribuição de frequências.

Curtose (Sku) indica como as amplitudes se formam na curva de distribuição, ou seja, o achatamento da curva. Valores de Sku iguais a 3 tem-se uma distribuição de superfície mais regular, enquanto valores acima de 3 mostram grandes irregularidades como mostra a figura 33, sendo mais suscetíveis ao desgaste apresentando picos altos e vales baixos. Quando se tem curtose abaixo de 3 se tem superfícies com poucos picos altos e vales baixos. Junto com a assimetria são parâmetros complementares e importantes para caracterizar superfícies de deslizamento (CARPINETTI et al, 2020).

Figura 33 - Curtose



Fonte: Stout, 1981

Pode-se perceber através do gráfico da Figura 31 que a amostra sem tratamento possui um valor de curtose (Sku) relativamente próximo ao da amostra boretada, indicando que não há uma variação de Sku durante o processo de boretção. Em contrapartida, segundo o gráfico, o valor de assimetria (Ssk) assume um comportamento positivo após a boretção. Segundo Wang et al (2006) superfícies com um valor positivo de assimetria interagem de forma mais intensa no contato em comparação com superfícies com valores negativos, além disso, a razão

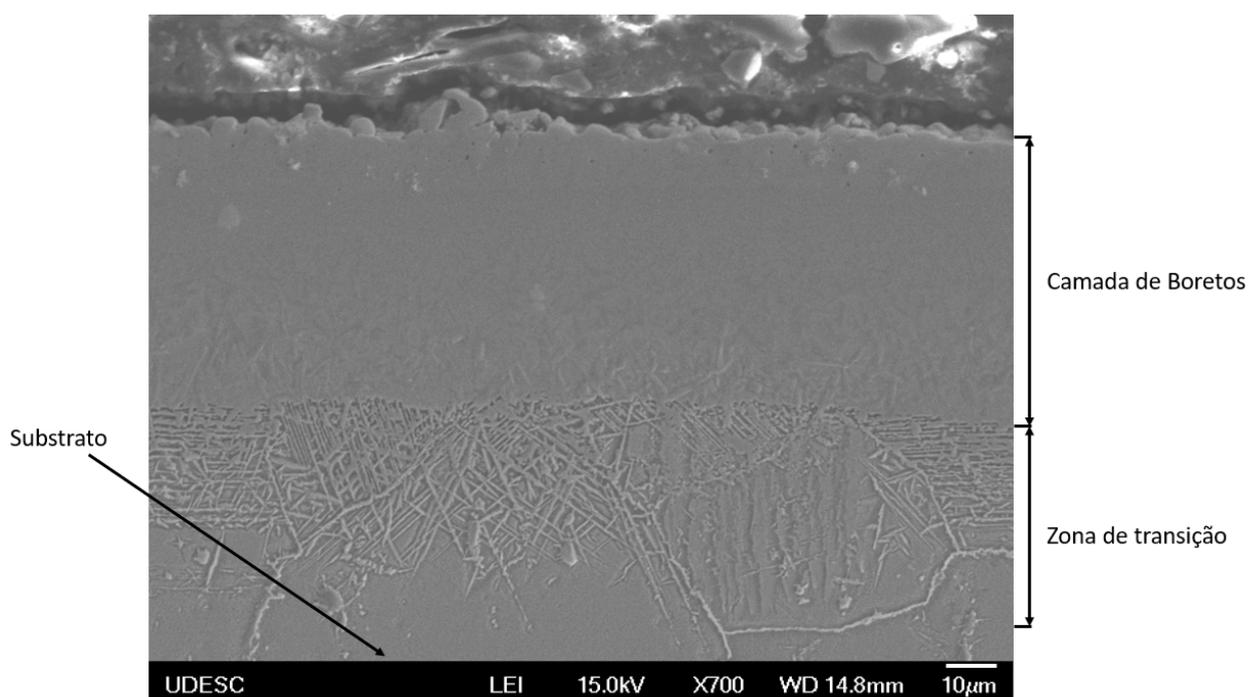
entre a carga aplicada sobre a área real de contato e a carga total aplicada também respondem de maneira diretamente proporcional aos valores de assimetria.

5.3 Análise Microestrutural

Nesta seção será discutida a morfologia das camadas das amostras que passaram por um processo de metalografia a fim de verificar a formação, morfologia e espessura das camadas depositadas de boreto, assim como suas interfaces e zonas de transição.

As figuras 34 e 35 foram obtidas por Microscopia Eletrônica de varredura (MEV), do Inconel 718 no processo de boretação durante 3h a 950°C.

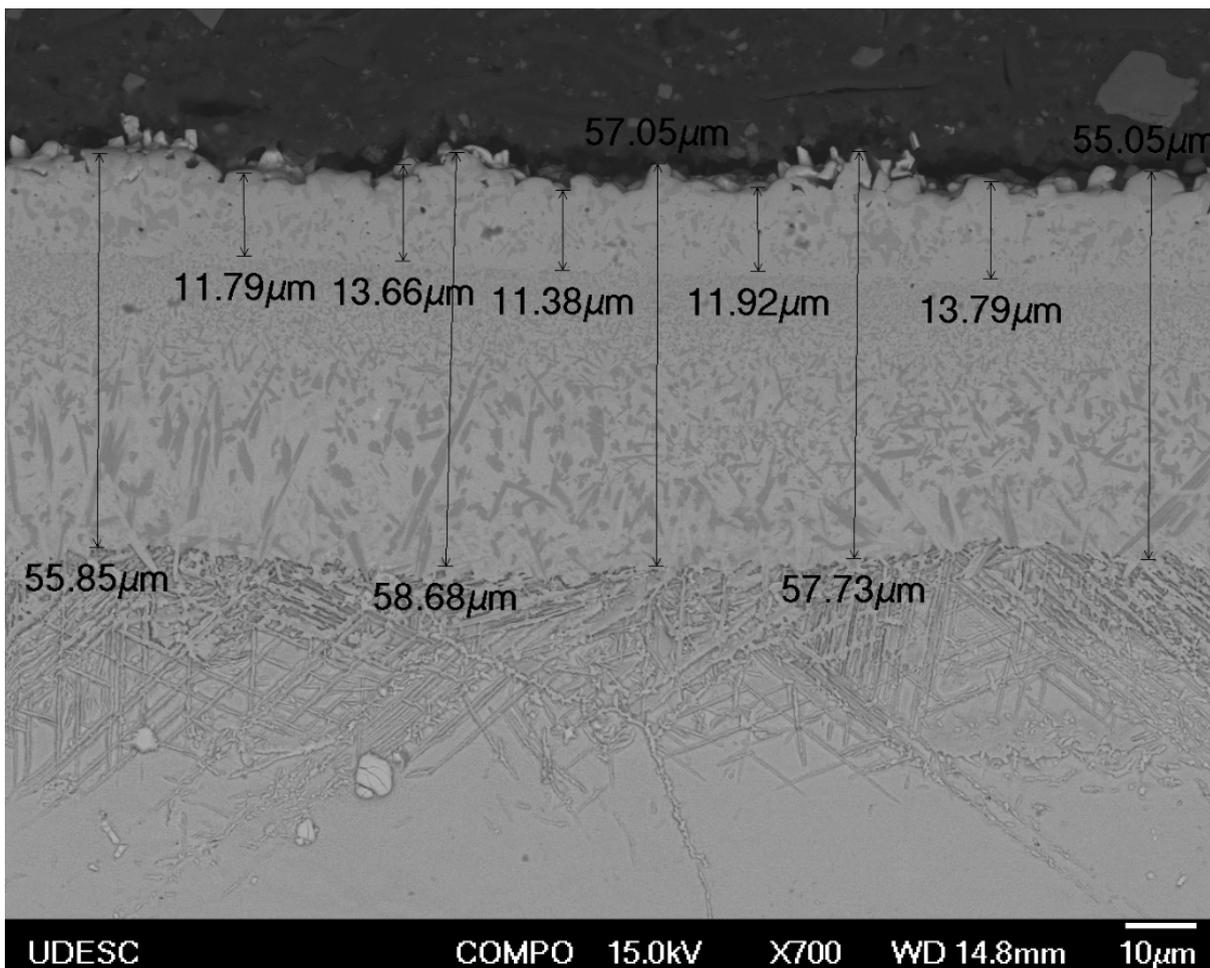
Figura 34 - Microestrutura da seção transversal da Liga de Inconel 718 boretada



Fonte: Próprios Autores

É possível identificar três diferentes regiões da amostra, que são: (I) camada depositada de boreto, (II) zona de transição entre a camada de boreto e o substrato, (III) substrato.

Figura 35 - Medidas da espessura da camada de boreto da seção transversal da Liga de Inconel 718



Fonte: Próprios Autores

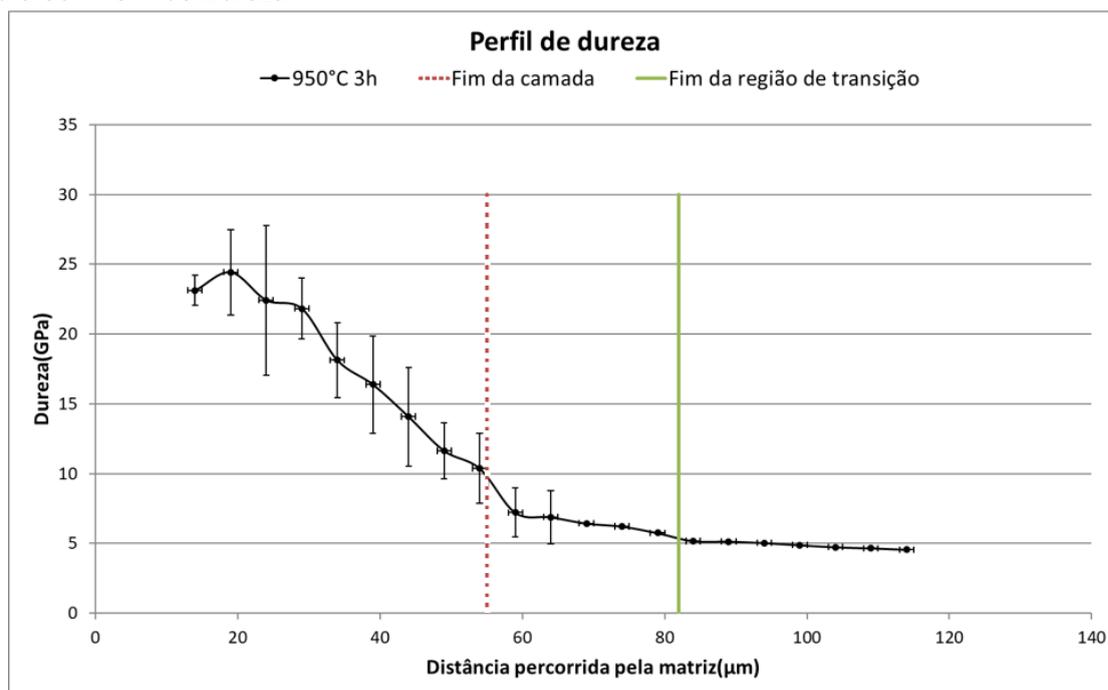
A medição das espessuras da camada foi feita através do software Origin. A espessura da camada composta exclusivamente por boreto é de aproximadamente 55 μm e é seguida pela camada de transição que possui aproximadamente 30 μm, totalizando uma camada de 85 μm sobreposta ao substrato de inconel 718.

5.4 Indentação Instrumentada

O ensaio de indentação instrumentada é muito utilizado para determinar propriedades mecânicas locais, pois ele permite medir a dureza e o módulo de elasticidade dos materiais. Quando o equipamento de indentação está associado a uma mesa com coordenada X-Y acoplada a um motor, matrizes muito grandes regulares de indentação podem ser realizadas com o objetivo de construir mapas de dureza e módulo de elasticidade (TROMAS et al., 2012).

Segundo Oliver & Pharr (1992), nesta técnica, uma ponta de diamante é penetrada em um material para registrar a carga e a profundidade de penetração ao mesmo tempo. Com a obtenção desses dados consegue-se construir um gráfico de carga em função do deslocamento. A figura 36 mostra o gráfico do Perfil de Dureza para a liga de Inconel 718 na condição de 950 °C a 3h.

Figura 36 - Perfil de Dureza

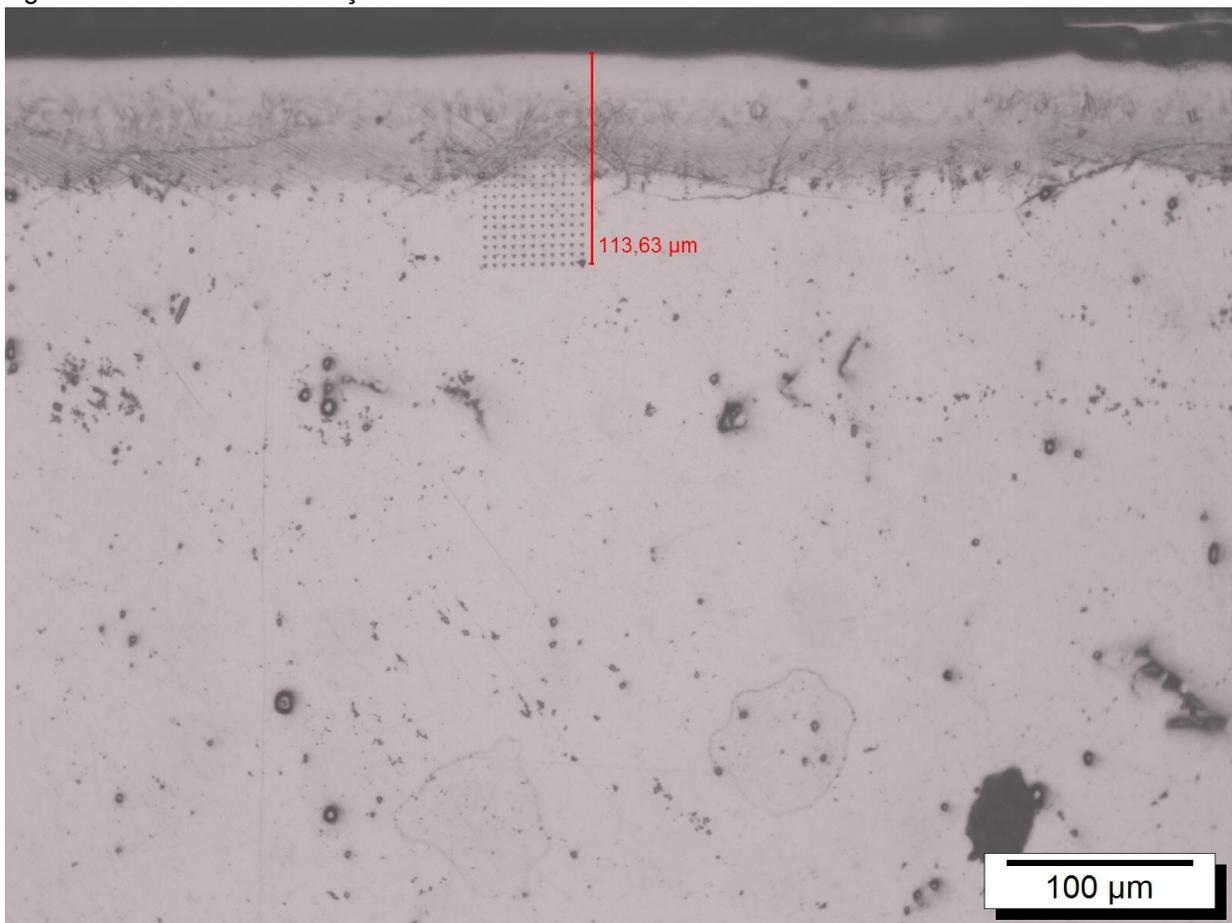


Fonte: Próprios Autores

Os dados do gráfico da figura 36 que ilustram os perfis de dureza foram realizados através da média dos resultados obtidos com a matriz de indentação, logo cada ponto possui 11 medidas de dureza similares para a plotagem do gráfico. Pode-se observar que após certa distância percorrida a dureza tende a permanecer constante, isto ocorre devido o equipamento atingir o substrato. A dureza vai diminuindo conforme se alcança o fim da camada de boreto, observando que na superfície da amostra, onde está a camada de boreto, a dureza é maior que no substrato.

A figura 37 mostra a matriz de indentação utilizada para obter estes dados foi a matriz 11x21, que consistia em uma linha horizontal onde ocorria a medição da dureza e em seguida o equipamento se deslocava 5 μm mais adiante na amostra e realizava as 11 medidas de dureza novamente.

Figura 37 - Matriz de Indentação



Fonte: Próprios Autores

5.5 Comportamento Tribológico

Esta seção será organizada nos subtópicos de: Perfil das Calotas de Desgaste, regime permanente de desgaste, volume e coeficiente de desgaste.

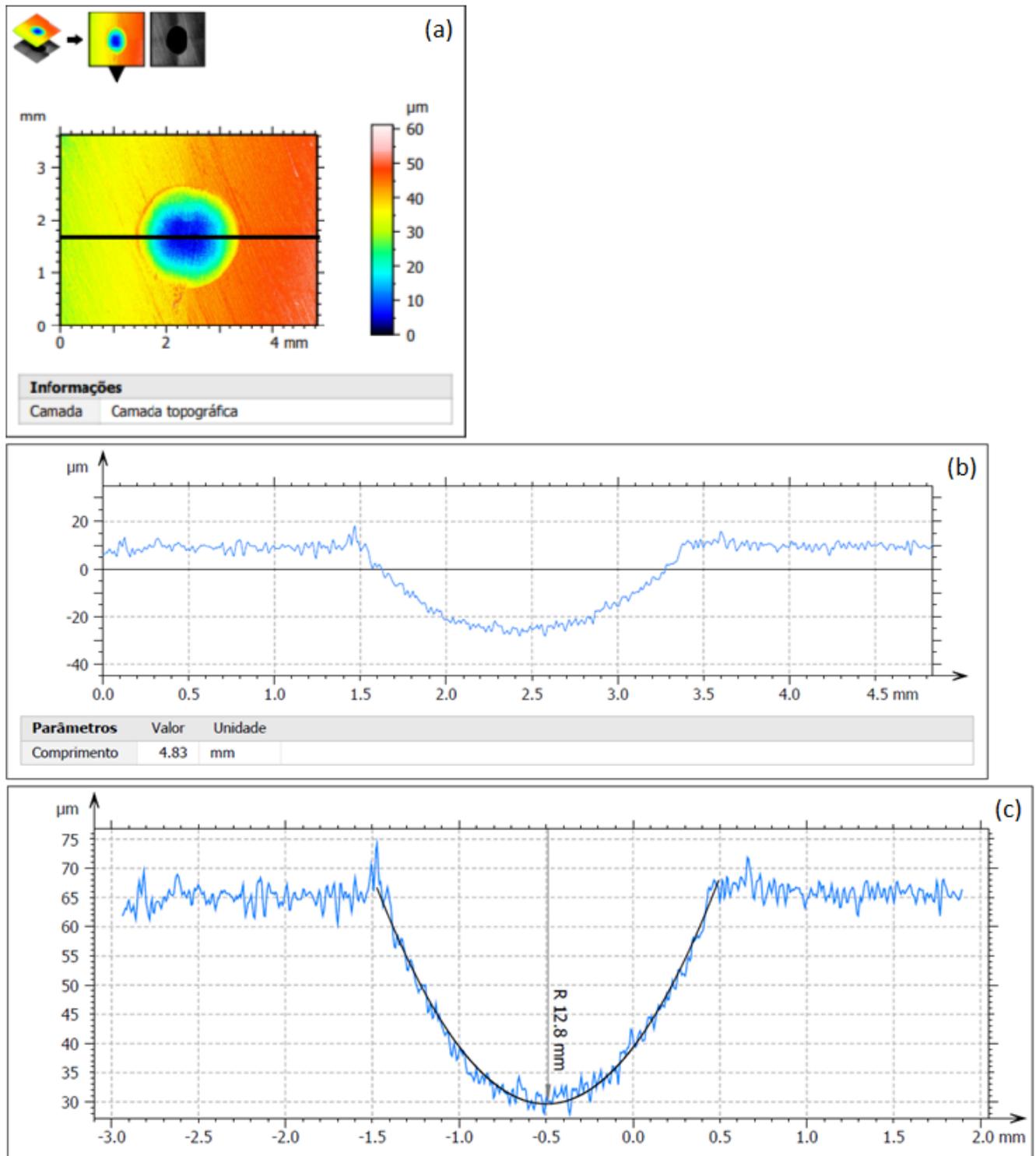
5.5.1 Perfil das Calotas de Desgaste

Para que as equações 5, 6 e 7 sejam utilizadas para calcular o volume e coeficiente de desgaste, é preciso que as crateras de desgastes sejam esféricas, tendo o mesmo formato da esfera do contra-corpo. Foram feitas análises por microscopia confocal para determinar e utilizar o raio da esfera que melhor se ajusta aos pontos experimentais do perfil (MARQUES et al., 2011, SILVA et al. 2013 apud KRELLING, 2016).

As duas figuras a seguir mostram topografias obtidas por microscopia confocal das amostras sem tratamento (Figura 38) e boretada (Figura 39). Para cada figura tem-se a cratera de desgaste (a), em (b) é representado o perfil que está em (a) representado pela linha preta horizontal e em (c) tem-se o raio da esfera que se ajusta melhor aos pontos após a análise do contorno.

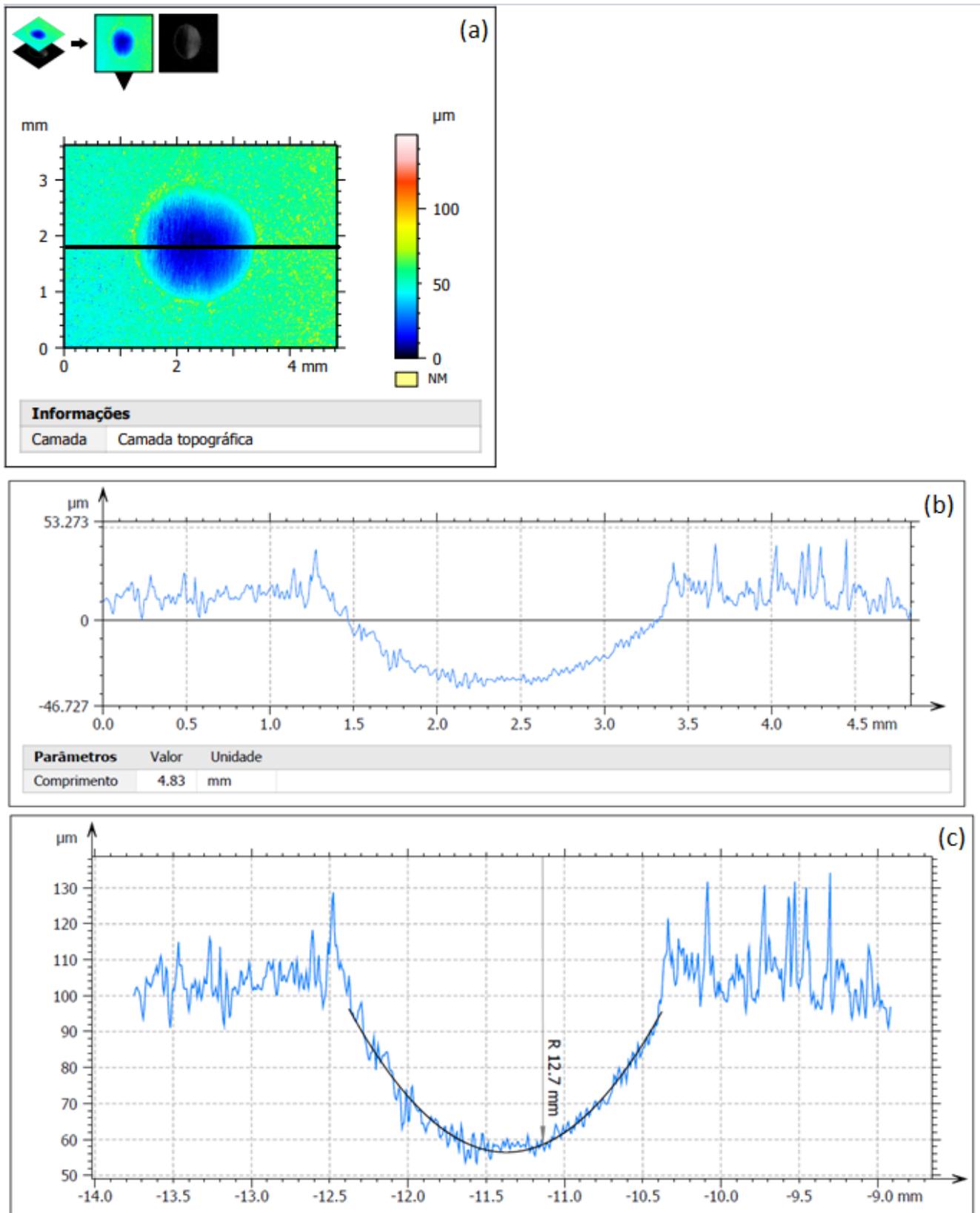
As crateras se ajustam bem à forma da esfera de raio 12,8 mm para amostras não tratadas e 12,7 mm para amostras tratadas, havendo erro entre 0,91% - 1,1%, e com isso, para ensaios de microabrasão, os valores das variáveis das equações 5, 6 e 7 estão dentro do esperado, com erros de ordem de 3,9 - 6% (HUTCHINGS, 1998; RUTHERFORD e HUTCHINGS, 1996; RUTHERFORD e HUTCHINGS, 1998; BAPTISTA et al., 2000).

Figura 38 - Microscopia confocal da amostra sem tratamento. (a) cratera de desgaste, (b) perfil obtido pela linha preta horizontal em (a), (c) raio da esfera que melhor se ajusta à topografia da cratera.



Fonte: Próprios autores

Figura 39 – Microscopia confocal da amostra boreta. (a) cratera de desgaste, (b) perfil obtido pela linha preta horizontal em (a), (c) raio da esfera que melhor se ajusta à topografia da cratera.



Fonte: Próprios autores

5.5.2 Regime Permanente de Desgaste

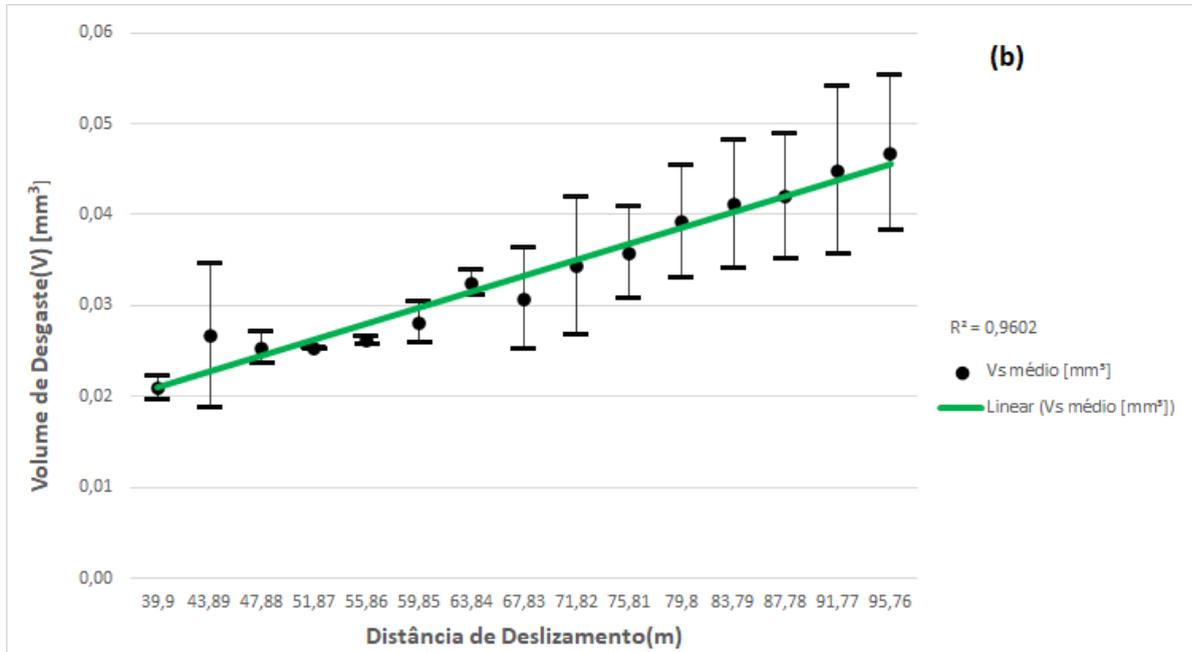
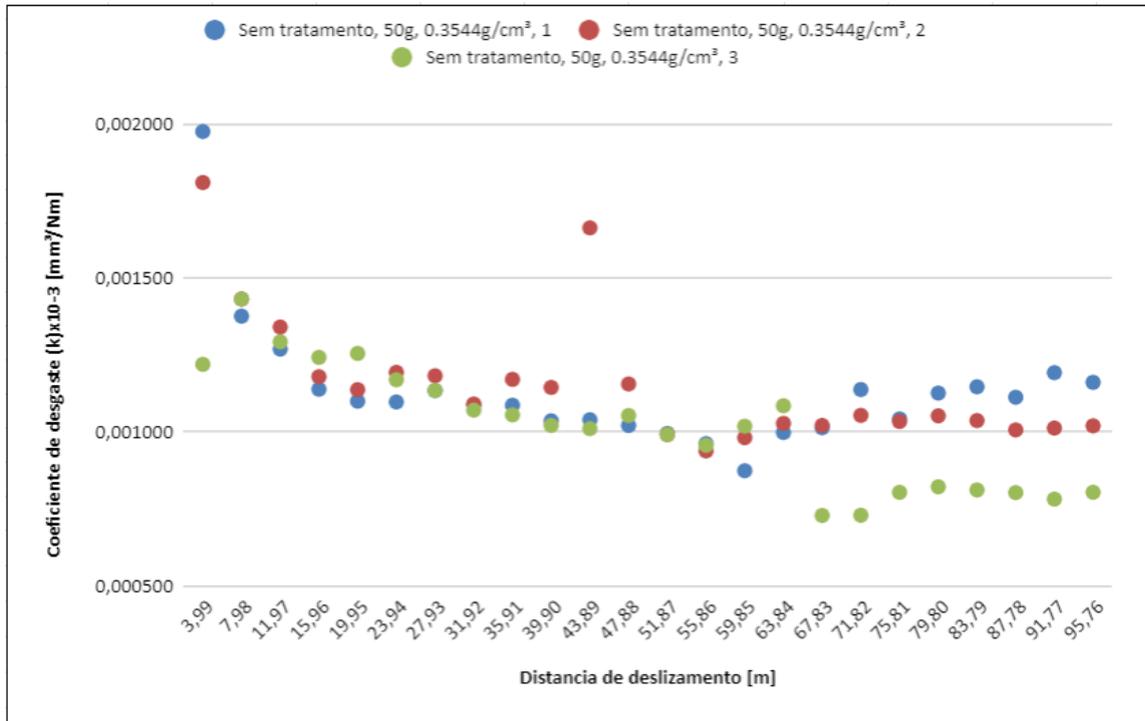
Para obtenção do regime permanente de desgaste para condição de ensaio foi analisada através de um gráfico do coeficiente de desgaste (k) em função da distância de deslizamento (S), e para comprovar a obtenção do regime permanente de desgaste foi utilizado o gráfico do volume de desgaste (V) em função da distância de deslizamento (S).

Para comprovar que o regime permanente de desgaste foi atingido considerou-se nos gráficos de $k=f(S)$ que o coeficiente de desgaste manteve-se constante visualmente a partir de 500 rotações (39,9 m) até 1200 rotações (95,76 m). Silva et al (2013), considera que para alcançar o regime permanente de desgaste a variação de “ k ” não deve ultrapassar 5% considerando os últimos 4 pontos do gráfico.

As figuras 40 a 47 apresentam os gráficos de $k=f(S)$ e $V=f(S)$ para amostras sem tratamento e boretadas, para todas as condições de carga e concentração de lama abrasiva. e os valores do coeficiente de correlação (R^2) menores do que 1 nos gráficos confirmam que o regime permanente de desgaste foi atingido entre 500 a 600 rotações, aproximadamente entre 38 a 40 m.

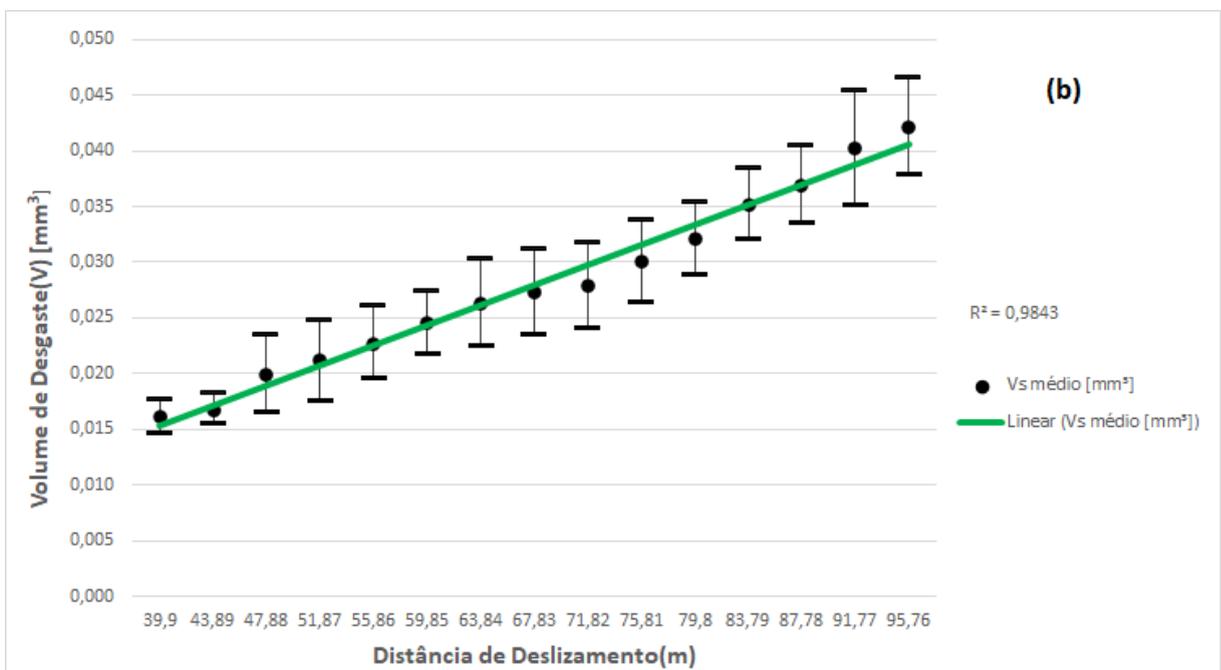
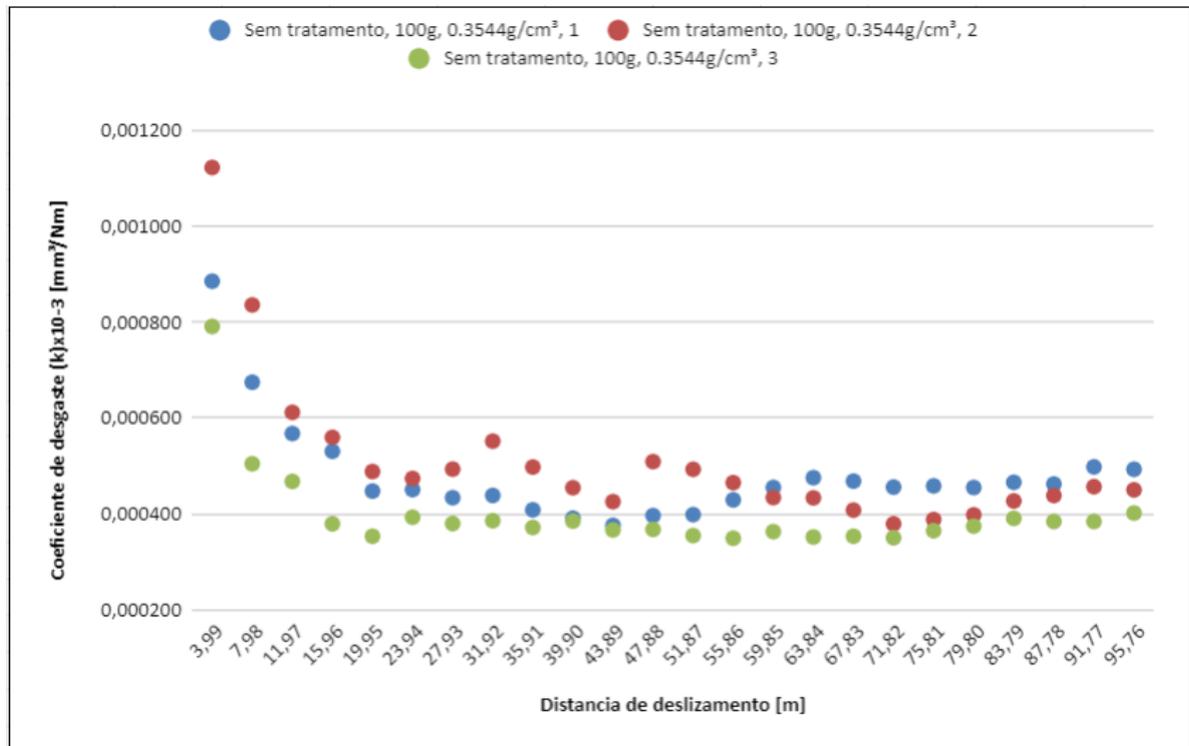
As amostras boretadas apresentaram menor dispersão dos resultados, sendo verificado maiores valores do coeficiente de correlação no gráfico de $V=f(S)$ em relação às amostras sem tratamento.

Figura 40 - Amostra sem tratamento, carga de 50 g, concentração da lama abrasiva de 0,3544 g/cm³.
 (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$



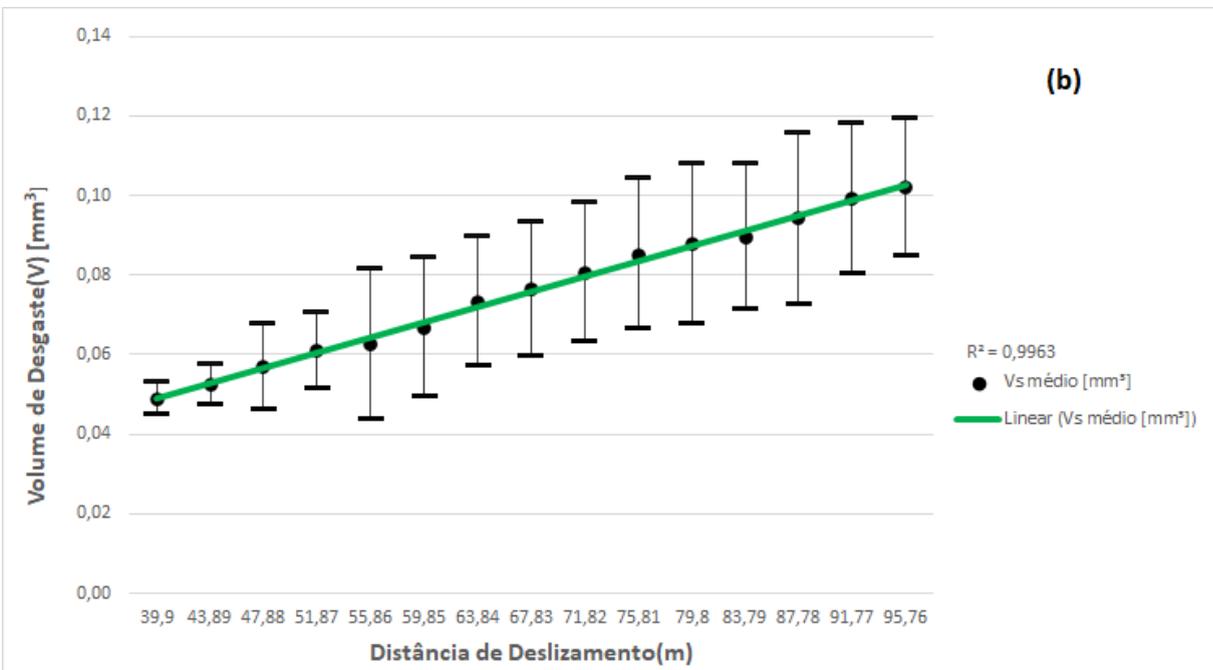
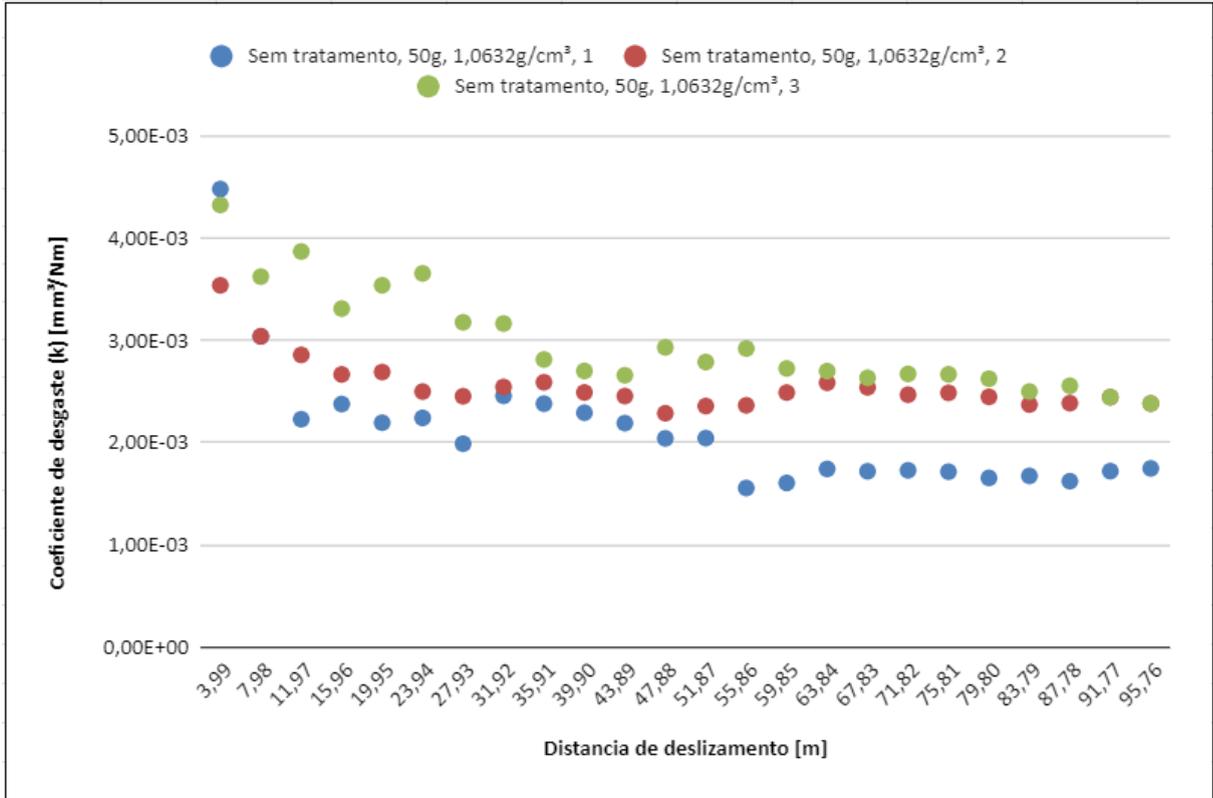
Fonte: Próprios Autores

Figura 41 - Amostra sem tratamento, carga de 100 g, concentração da lama abrasiva de 0,3544 g/cm³. (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$



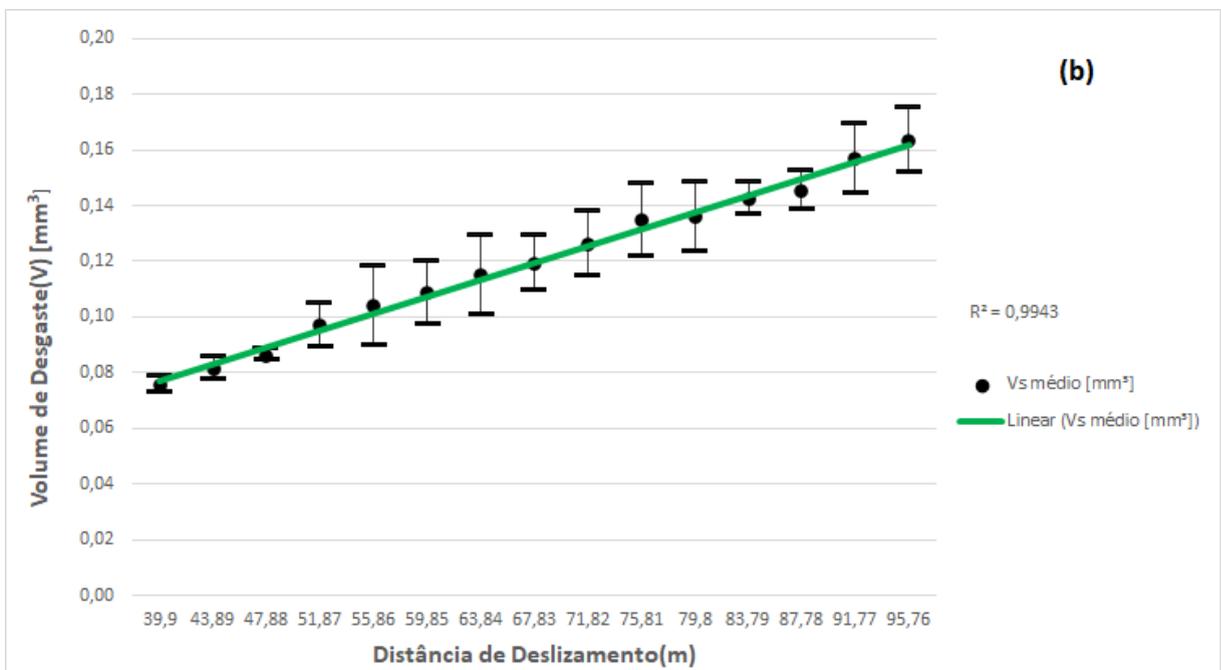
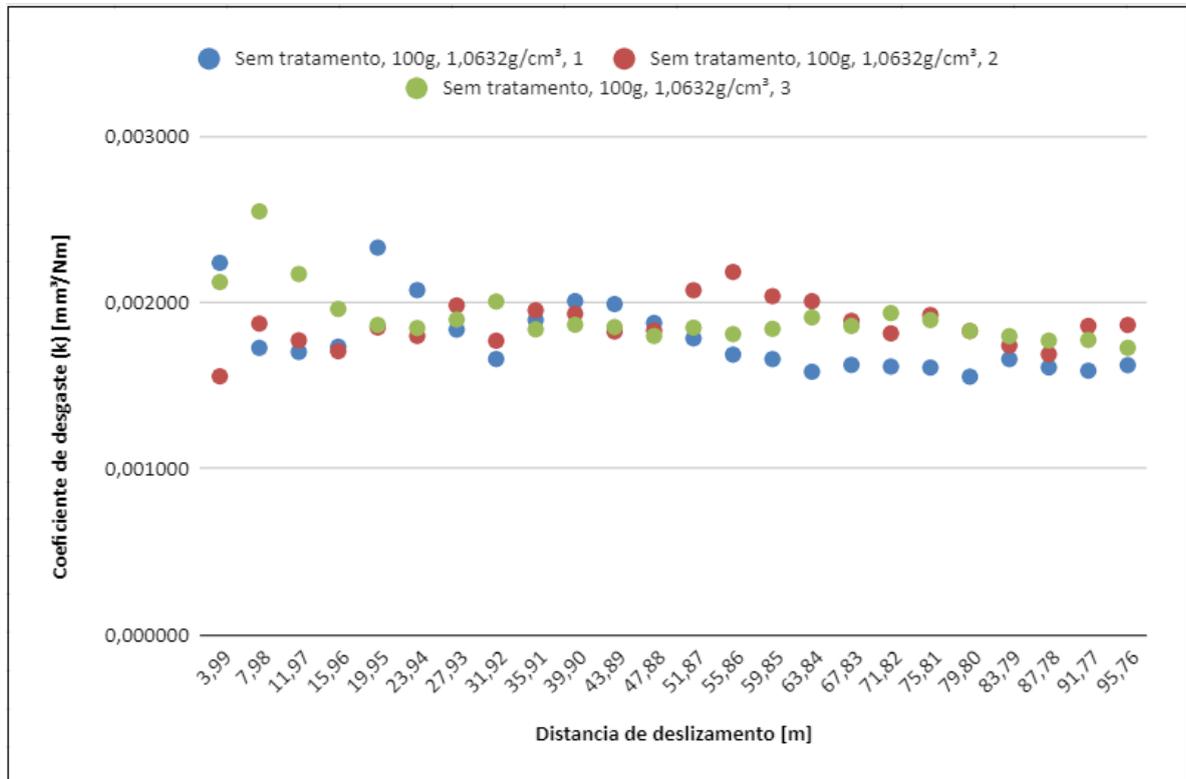
Fonte: Próprios Autores

Figura 42 - Amostra sem tratamento, carga de 50 g, concentração da lama abrasiva de 1,0632 g/cm³.
 (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$



Fonte: Próprios Autores

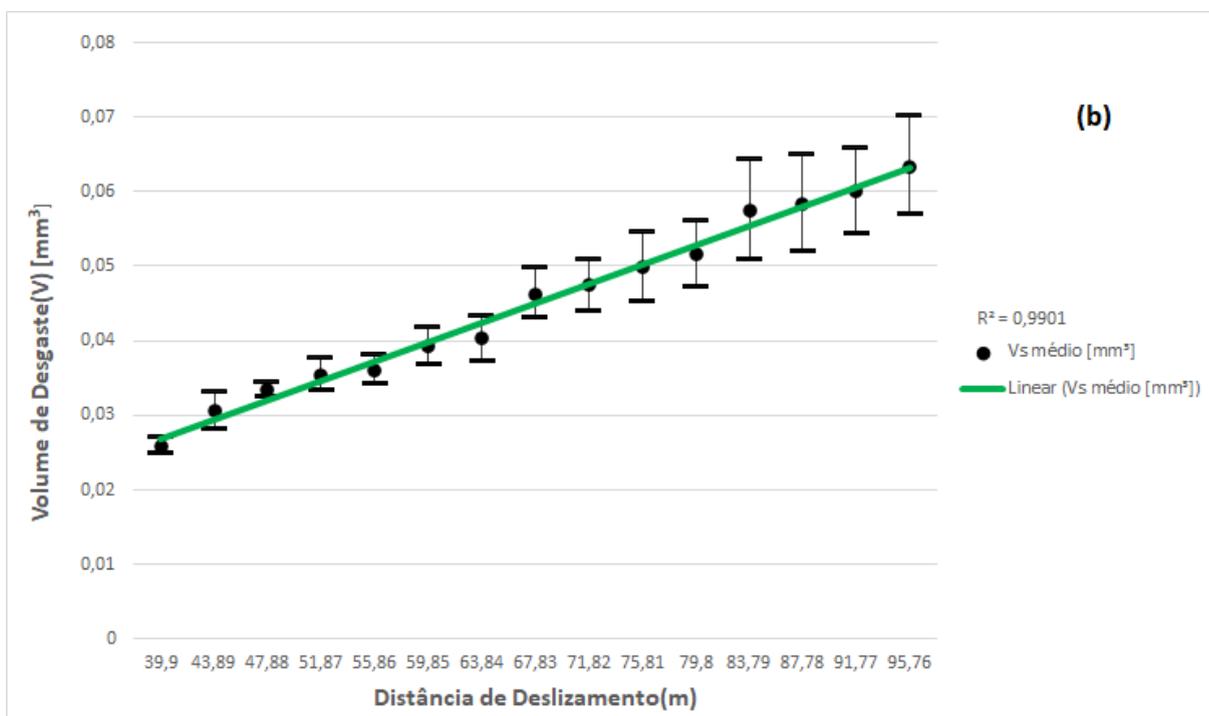
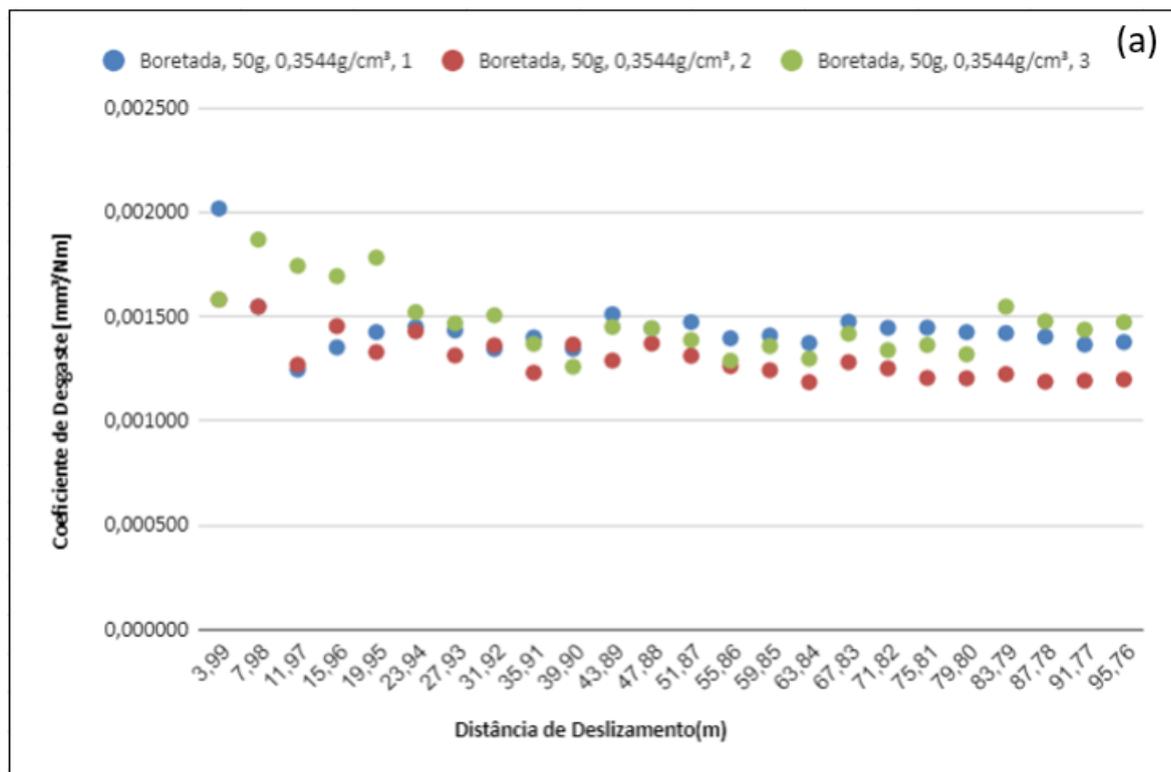
Figura 43 - Amostra sem tratamento, carga de 100 g, concentração da lama abrasiva de 1,0632 g/cm³. (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$



Fonte: Próprios Autores

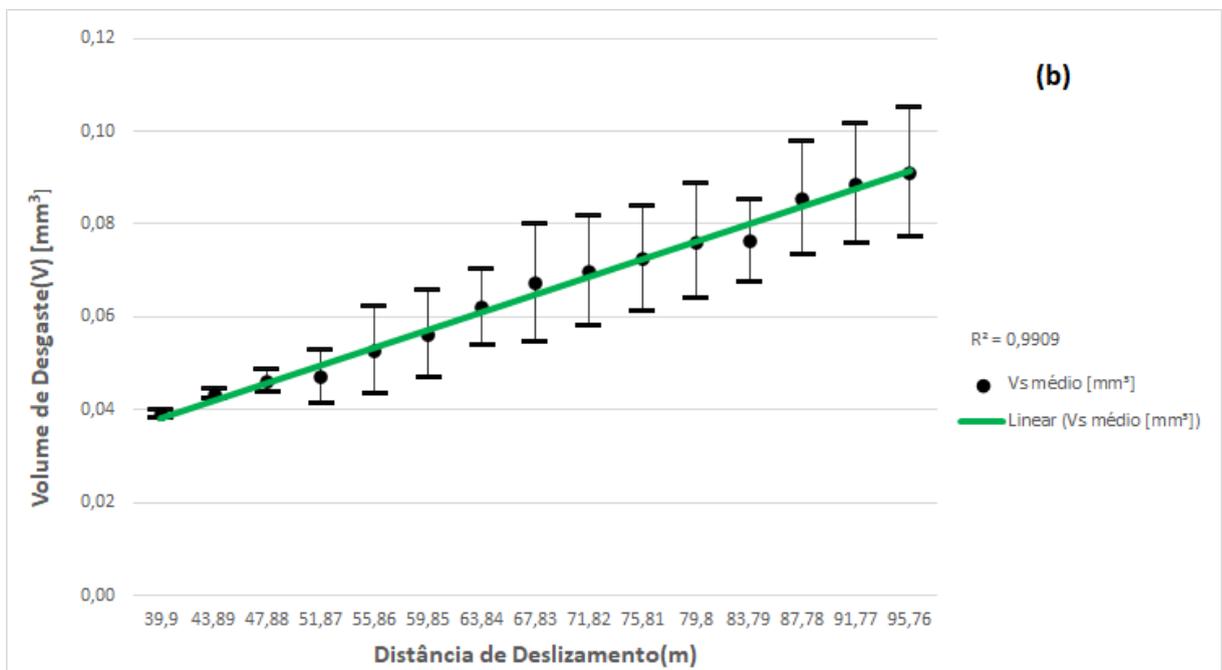
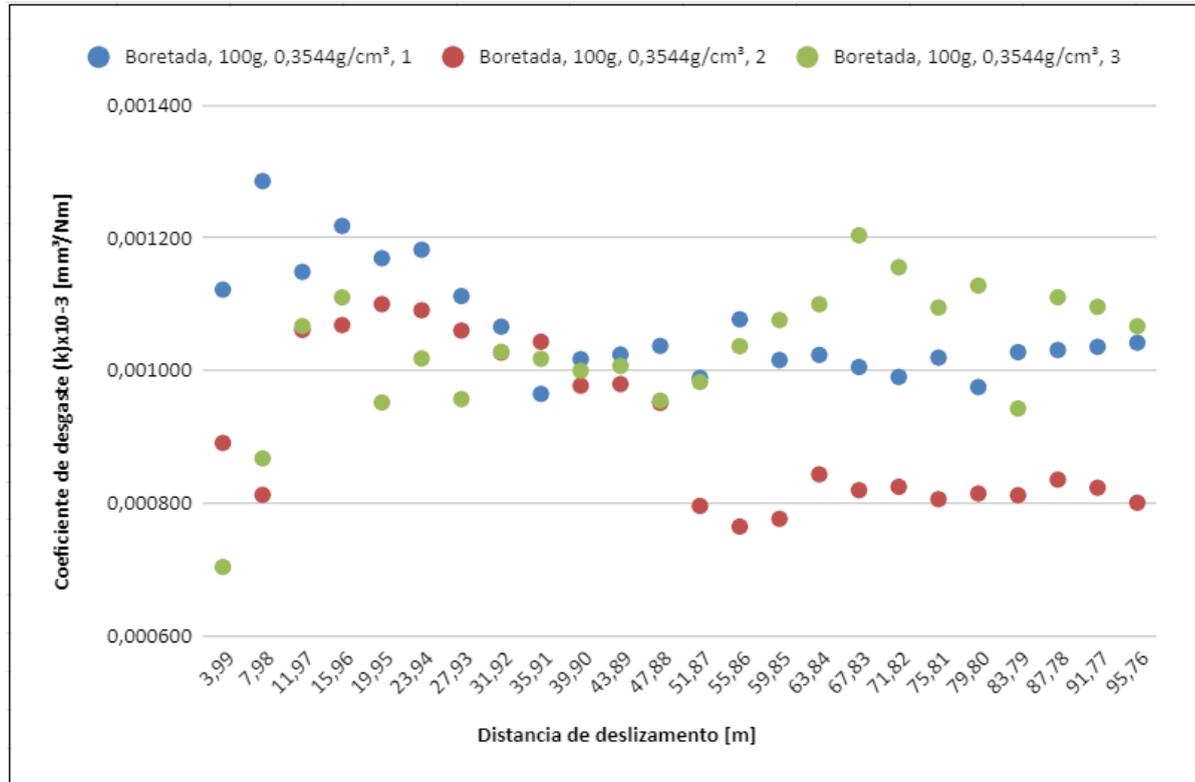
Figura 44 - Amostra boretada, carga de 50 g, concentração da lama abrasiva de 0,3544 g/cm³.

(a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$



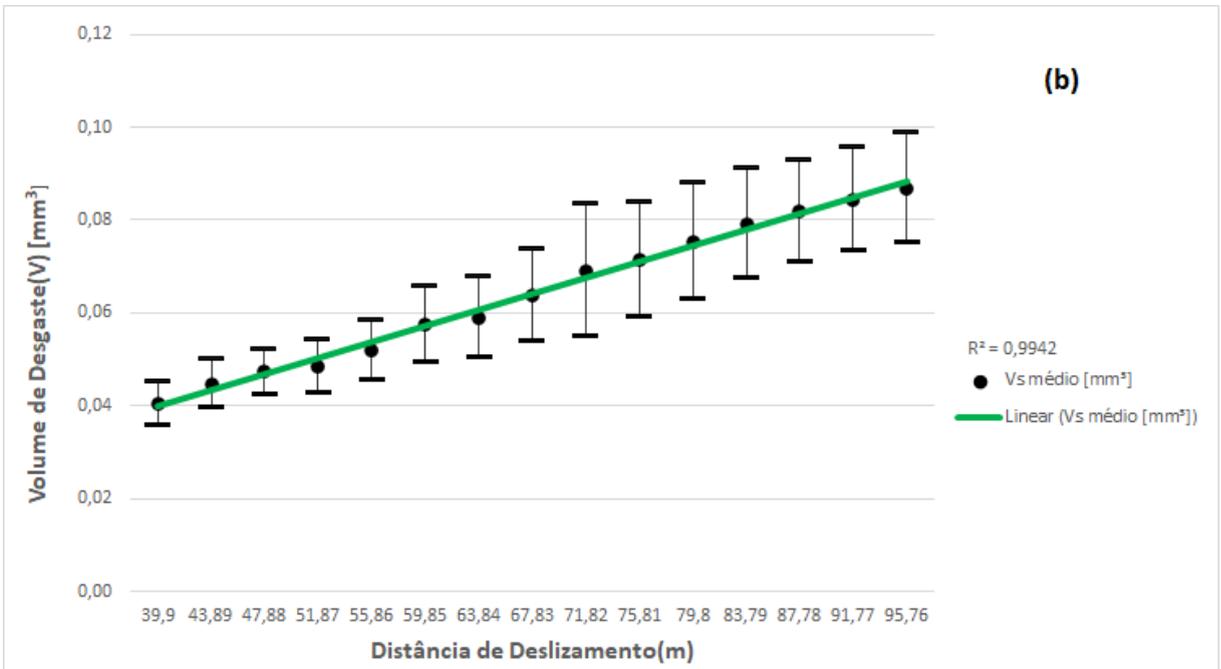
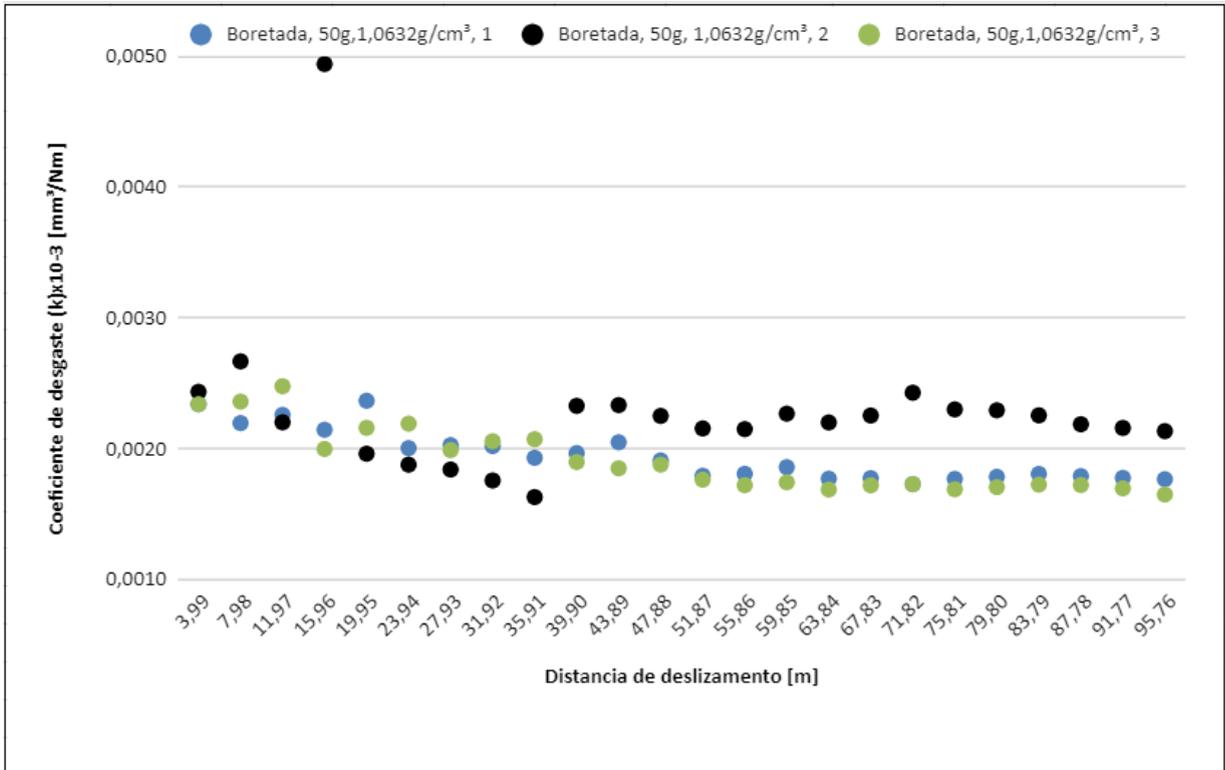
Fonte: Próprios Autores

Figura 45 - Amostra boretada, carga de 100 g, concentração da lama abrasiva de 0,3544 g/cm³. (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$



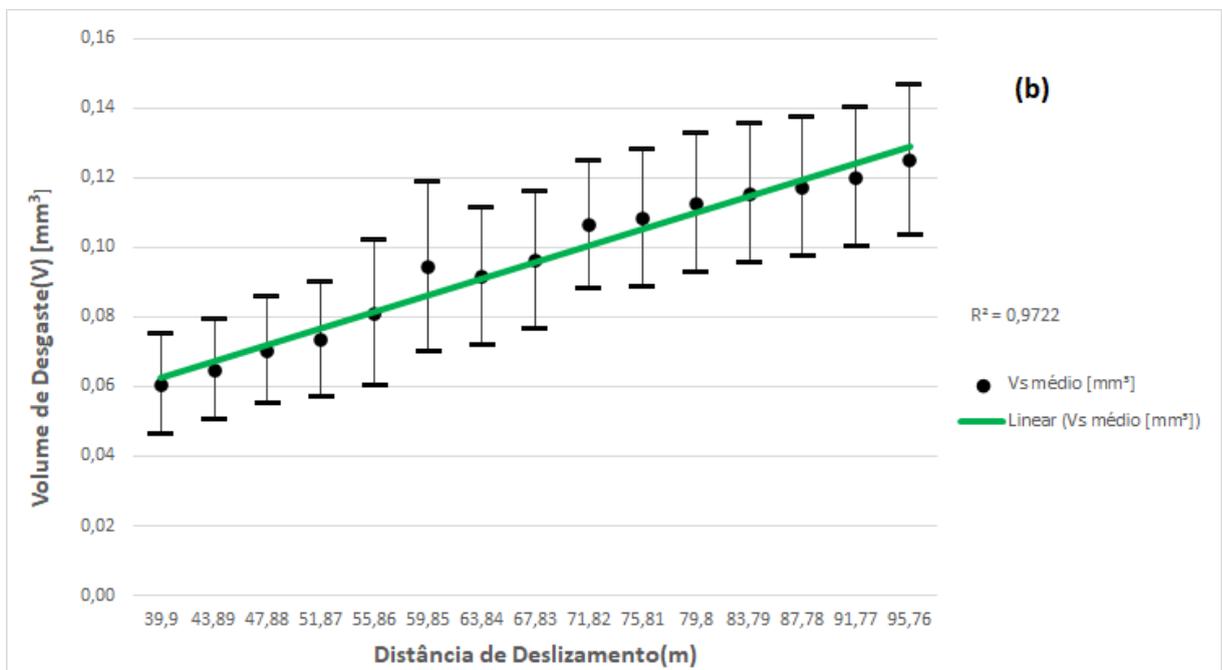
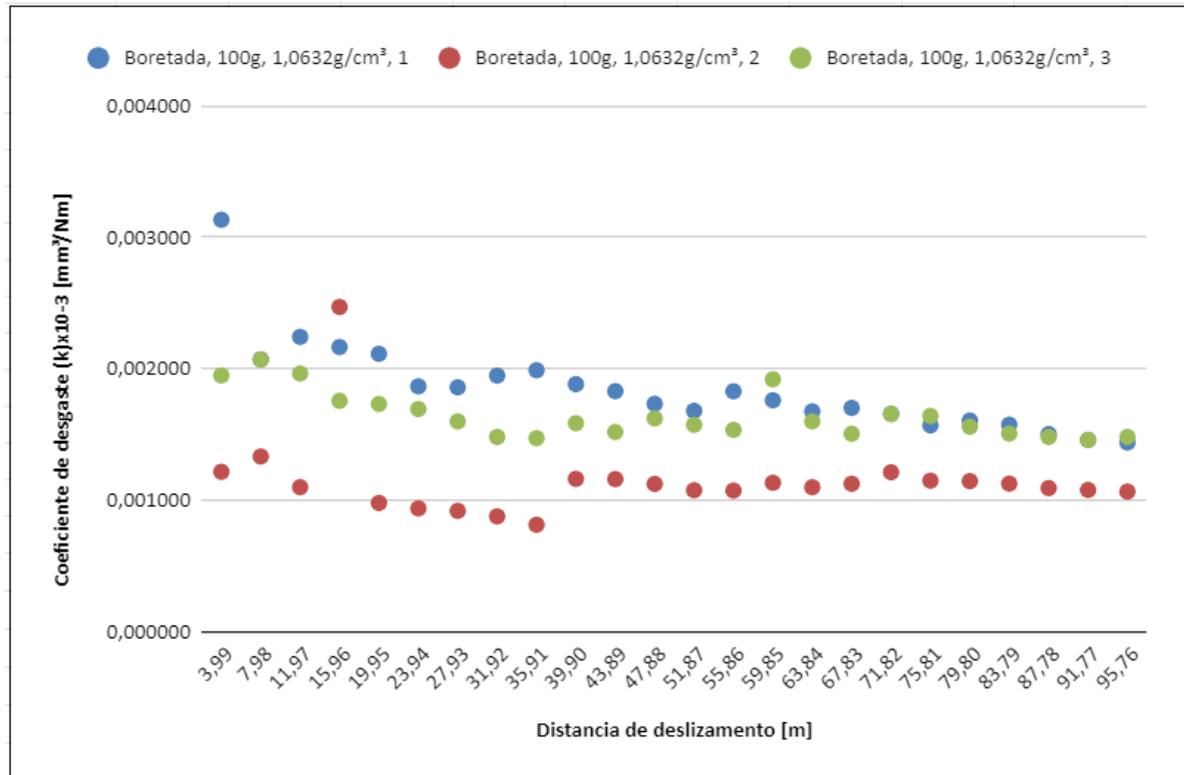
Fonte: Próprios Autores

Figura 46 - Amostra boretada, carga de 50 g, concentração da lama abrasiva de 1,0632 g/cm³. (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$



Fonte: Próprios Autores

Figura 47 - Amostra boretada, carga de 100 g, concentração da lama abrasiva de 1,0632 g/cm³. (a) $k = f(S)$, (b) $V = f(S)$



Fonte: Próprios Autores

As linhas lineares dos gráficos $V=f(S)$ acima passam praticamente por todos os pontos do gráfico mostrando que o volume de desgaste foi constante ao longo da distância de deslizamento o que também confirma o regime permanente de desgaste.

5.5.3 Coeficiente de Desgaste

A tabela 2 apresenta os valores médios de coeficiente de desgaste e o desvio padrão das condições de ensaio mencionadas.

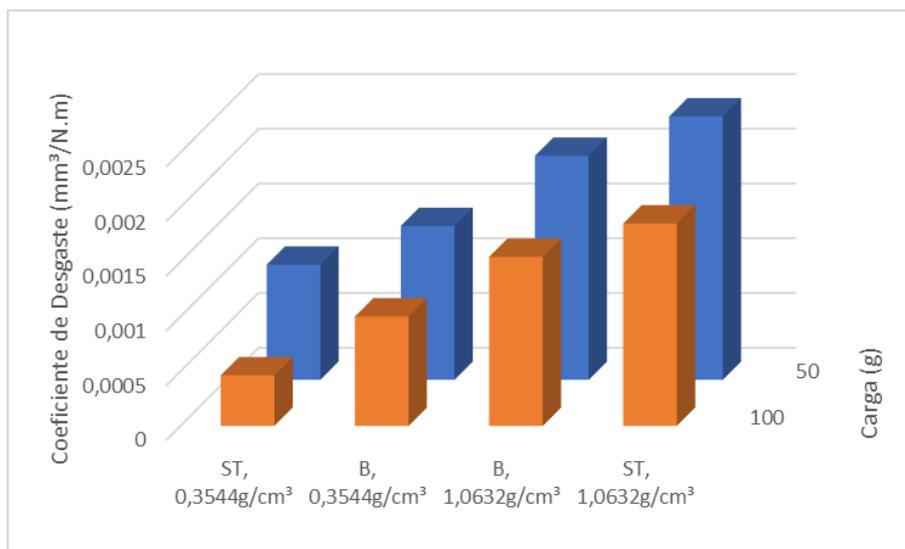
Tabela 2 - Coeficientes de Desgaste e Desvio Padrão

Condição	Coeficiente Desgaste ($\text{mm}^3/\text{N.m}$)	Desvio Padrão
Sem tratamento, 50g, 0,3544 g/cm^3	$1,05 * 10^{-3}$	$4,71 * 10^{-3}$
Sem tratamento, 50g, 1,0632 g/cm^3	$2,41 * 10^{-3}$	$1,54 * 10^{-3}$
Sem tratamento, 100g, 0,3544 g/cm^3	$4,62 * 10^{-3}$	$3,37 * 10^{-3}$
Sem tratamento, 100g, 1,0632 g/cm^3	$1,85 * 10^{-3}$	$9,21 * 10^{-3}$
Boretada, 50g, 0,3544 g/cm^3	$1,41 * 10^{-3}$	$3,67 * 10^{-3}$
Boretada, 50g, 1,0632 g/cm^3	$2,05 * 10^{-3}$	$9,16 * 10^{-3}$
Boretada, 100g, 0,3544 g/cm^3	$1 * 10^{-3}$	$8,81 * 10^{-3}$
Boretada, 100g, 1,0632 g/cm^3	$1,54 * 10^{-3}$	$1,89 * 10^{-3}$

Fonte: Próprios Autores

A figura 48 mostra os valores dos coeficientes de desgaste para as condições estudadas neste trabalho.

Figura 48 - Coeficientes de Desgaste



Fonte: Próprios Autores

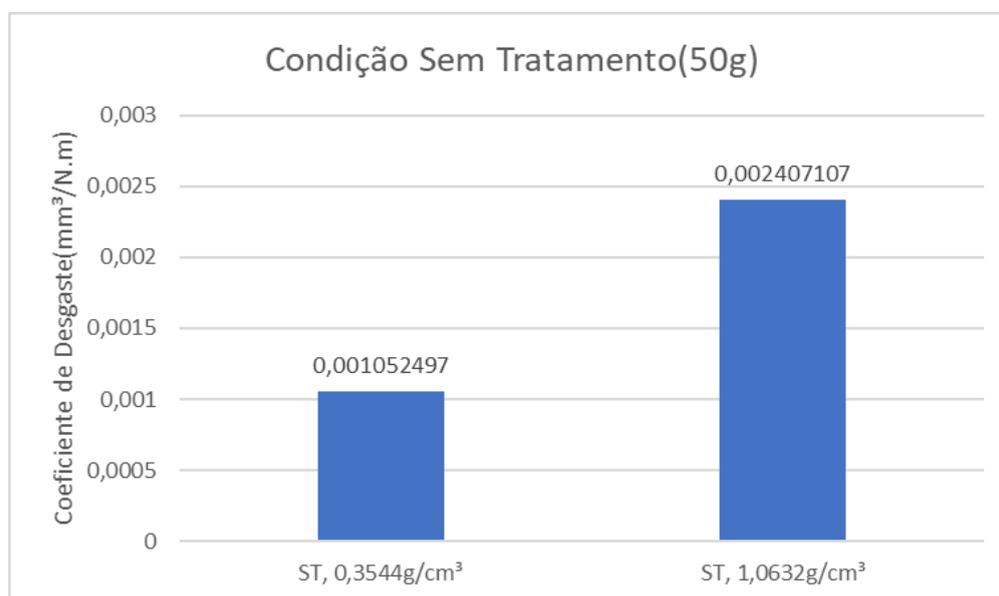
Observando o gráfico da figura 48, pode-se concluir que o coeficiente de desgaste tende a aumentar com o aumento da concentração da lama abrasiva quando se aplica uma carga constante. Quando comparados os coeficientes de desgaste para as mesmas concentrações aplicado um aumento das cargas, é possível observar um comportamento inverso. O coeficiente de desgaste nas amostras de 100g (0,98 N) para as condições tratadas e não tratadas foi menor em comparação aos testes com carga de 50g (0,49 N). Segundo Trezona & Hutchings (1999), Trezona et al. (1999) e Gee et al. (2003), a hipótese para tal comportamento pode ser inferida devido ao fato da carga maior dificultar o acesso da lama no interstício entre a esfera e a amostra, fenômeno chamado “ridge”, além do fato da maior carga causar uma maior indentação de partículas abrasivas na superfície do corpo de prova principalmente em amostras não boretadas, que são mais dúcteis, fazendo com que ocorra o fenômeno de desgaste virtual. Nesta condição específica a esfera de aço 52100 começa a ser desgastada pela amostra devido a dureza dos carbeto fixados na sua superfície superarem a dureza da mesma (GATES, 1998).

Os gráficos indicam que as amostras não tratadas sofreram menor desgaste que as amostras boretadas, quando ambas são expostas à lama abrasiva com concentração de 0,3544 g/cm³. Porém, quando comparados os desgastes nas amostras expostas à concentração de 1,0632 g/cm³, amostras boretadas demonstram um menor desgaste. Segundo Trezona et al. (1999), uma possível razão para o fenômeno é o número de partículas abrasivas presentes na lama

abrasiva. Quanto menos partículas de abrasivo tem-se na mistura, maior é a pressão exercida em cada grão de SiC, gerando uma maior tendência de indentação na superfície da amostra, com menos grãos de carbeto indentados à superfície da amostra não tratada, e assim uma menor ocorrência de desgaste virtual, fica visível o efeito positivo do tratamento superficial de boro na redução do coeficiente de desgaste.

A figura 49 mostra o coeficiente de desgaste para a condição sem tratamento e carga de 50g para as duas concentrações de lama abrasivas estudadas.

Figura 49 - Condição Sem Tratamento 50 gramas

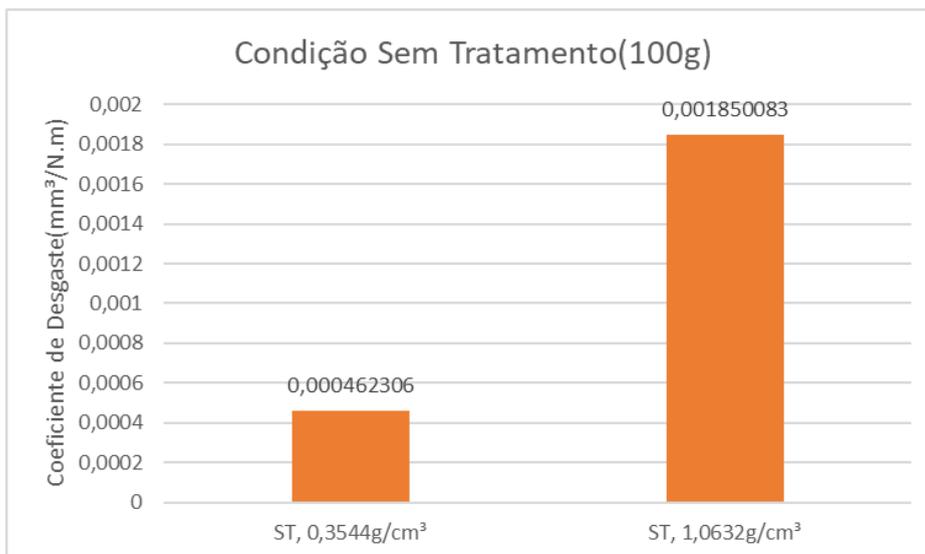


Fonte: Próprios Autores

Para a condição de amostra sem tratamento, carga de 50g (0,49 N) podemos observar que o aumento da concentração do abrasivo de 0,3544 g/cm³ para 1,0632 g/cm³ resultou em um aumento de 228,70% no coeficiente de desgaste. Tal resultado sinaliza que um aumento na concentração de partículas abrasivas em uma condição de carga constante, resulta em um crescimento considerável no desgaste da amostra.

A Figura 50 mostra o coeficiente de desgaste para a condição sem tratamento, carga de 100g, para as duas concentrações de lama abrasiva estudadas.

Figura 50 - Condição Sem Tratamento 100 gramas

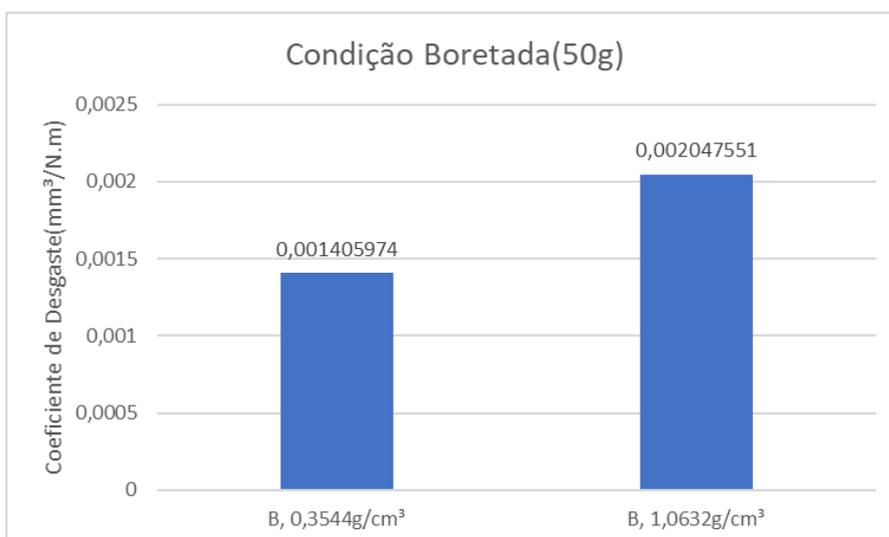


Fonte: Próprios Autores

Assim como observado na figura 50, o aumento na concentração da lama abrasiva para as amostras de testadas com carga de 100g (0,98 N) resultou em um aumento considerável no coeficiente de desgaste, na ordem de 400,18%.

A Figura 51 mostra a condição das amostras boretadas, carga de 50g, para as duas concentrações de lama abrasiva estudadas.

Figura 51 - Condição Boretada 50 gramas



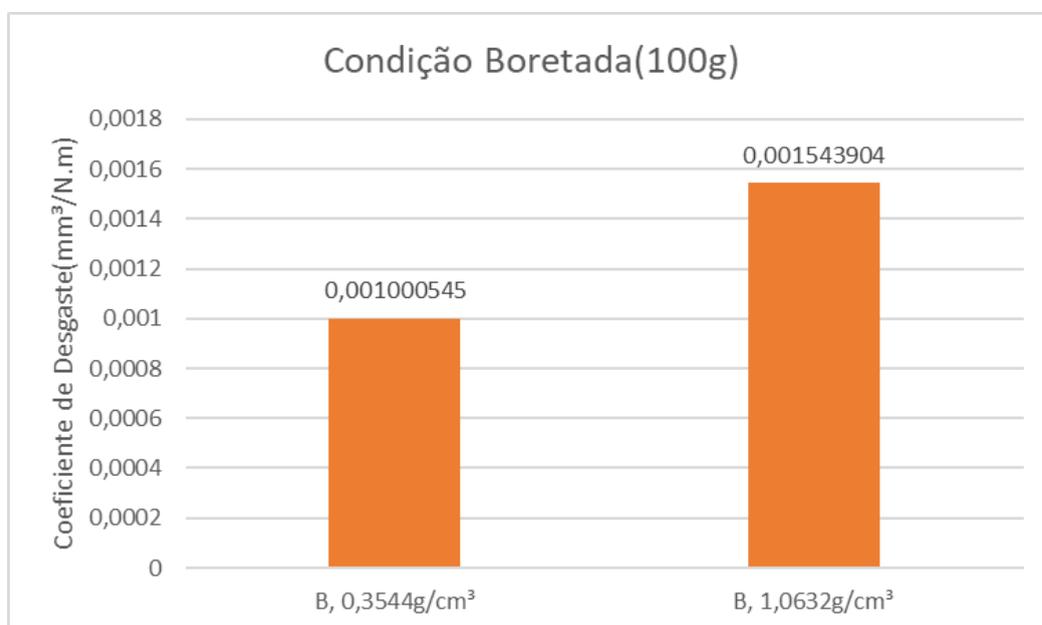
Fonte: Próprios Autores

Para a condição boretada o aumento de concentração de abrasivo resultou em um crescimento do coeficiente de desgaste menor em comparação aos testes em amostras sem tratamento. Para as amostras boretadas testadas com carga de

50g (0,49 N) o aumento de coeficiente de desgaste resultante do aumento da concentração de 0,3544 g/cm³ para 1,0632 g/cm³ foi de 145,63%. Um crescimento de desgaste consideravelmente menor comparado às amostras sem tratamento testadas em condições semelhantes, que foi de 228,70%. Tal análise demonstra a eficácia da camada de boreto em conter o avanço do desgaste causado pelo aumento da concentração de SiC presente na lama abrasiva.

A Figura 52 mostra o gráfico da condição boretada, carga de 100g, para as duas concentrações de lama abrasiva estudadas.

Figura 52 - Condição Boretada 100 gramas



Fonte: Próprios Autores

De forma semelhante ao gráfico da figura 51, o aumento da concentração do abrasivo na amostra boretada submetida a carga de 100g (0,98 N) resultou em um acréscimo de 154,30%, consideravelmente inferior ao aumento de 400,18% observado para as mesmas condições em amostras não tratadas.

Nas condições boretadas observa-se o mesmo aumento do coeficiente de desgaste com o aumento da concentração de lama abrasiva porém menos expressivo quanto à condição sem tratamento. E quando ocorre o aumento da carga o coeficiente de desgaste diminui.

6. CONCLUSÕES

- As fases FeB , Fe_2B , NiB , Ni_2B , Cr_3NiB_6 , $Ni_3FeB_4Cr_3$ foram identificadas por difração de raios-X;
- O tratamento de boretação aumentou consideravelmente a rugosidade proveniente da formação da camada de boreto;
- A espessura da camada de boreto é de aproximadamente 55 μm , seguida pela camada de transição, de aproximadamente 30 μm , com uma camada total de 85 μm sobreposta ao substrato. Estudos de Heck (2018) demonstram que para um tratamento termoquímico de boretação a 950 °C por 3h a espessura máxima da camada de boreto é de 110 μm , tendo uma espessura média de 100 μm . A espessura da camada de boreto teve como média 56,87 μm com um desvio padrão de 1,45 μm .
- A dureza máxima da camada de boreto é de aproximadamente 24 Gpa. Comparado com estudos de Perini (2019), a boretação tem durezas médias que variam entre 1600 HV (15,69 GPa) e 2000 HV (19,61 GPa), a dureza encontrada no tratamento termoquímico de boretação ficou acima dessas médias, o que superou as teorias feitas.
- Percebeu-se que a carga de contato entre esfera e amostra e a concentração da lama abrasiva contribuíram positivamente no comportamento do coeficiente de desgaste do revestimento obtido pelo tratamento termoquímico de boretação. Para as cargas de 50 e 100g, a amostra boretada teve um coeficiente de desgaste maior em comparação com a amostra sem tratamento com concentração de lama abrasiva de 0,3544 g/cm³. Para a concentração de 1,0632 g/cm³ houve um coeficiente de desgaste maior para a amostra sem tratamento em comparação com a amostra boretada para ambas as cargas, 50g e 100g.

7. BIBLIOGRAFIA

Almeida, Natália C. **Caracterização microestrutural de revestimentos de superligas de cobalto e de níquel e carboneto de tungstênio em matriz de cobalto em substrato de um aço API 5CT grau L80 depositados a laser e por aspersão térmica.** Dissertação de Mestrado. Rede Temática em Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Ouro Preto e Universidade Estadual de Minas Gerais. 2016

Almeida, E. A.S.; Milan, J. C. G., da Costa C. E. **Acquired properties comparison of solid nitriding, gas nitriding and plasma nitriding in tool steels.** Mater Res 2015; 18:27-35, Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1590/1516-1439.255513>> . Acesso em 23 de abril de 2022.

ASM Handbook. **Friction, Lubrication and Wear Technology.** Volume 18. ASM International - The Materials Information Society, 1998.

ASTM G40-96: Standard Terminology Relating to Wear and Erosion.

ASTM G77-91: Standard Test Method for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test.

ASM. Metals Handbook, vol 2. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special- Purpose Materials,** Ohio, 1992.

ASM, Metals Handbook, vol 9. **Metallography and Microstructures.** Ohio, 1992.

Adachi, K., Hutchings, I. M. **Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test.** Wear, 23 - 29, 255, 2003.

Allsopp, D. N., Hutchings, I. M. **Micro-scale abrasion and scratch response of PVD coatings at elevated temperatures.** Wear, 251, 1308 - 1314, 2001.

Baptista, A. M., Ferreira, J., Pinto, N. **Ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa.** 7a. Jornada Portuguesa de Tribologia, Porto, Portugal, 29 e 30 de Junho, 2000.

Bose, K., Wood, R. J. K. **Optimum tests conditions for attaining uniform rolling abrasion in ball cratering tests on hard coatings.** Wear, 258, 322 - 332, 2005.

Carpinetti, Luiz C. R.; Filho, Eduardo V. G.; Porto, Arthur J. V.; Jasinevicius, Renato G. **Rugosidade Superficial: Conceitos e princípios de Medição.** Universidade de São Paulo. São Carlos, 2020.

Cormier, J., Suave, L.M. **Comments on microstructural evolution of hydroformed Inconel 625 bellows.** Journal of Alloys and Compounds, 680, pg 6-7, 2016.

Cozza, R. C., Souza, R. M., Tanaka, D. K. **Wear mode transition during the microscale abrasion of WC-Co P20 and M2 tool steel.** COBEM 2005 - 18th International Congress of Mechanical Engineering. Ouro Preto - MG, 6 a 11 de novembro de 2005. Anais em CD ROM.

Dogan, C. P., Hawk, J. A. **Microstructure and abrasive wear in silicon nitride ceramics.** Wear, 250, 256 - 263, 2001.

Du, J.H.; Lu, X.D.; Deng, Q.; QU, J.L.; Zhuang, J.Y.; Zhong, Z.Y. **High temperature stability and mechanical properties of novel 718 superalloy.** Materials Science and Engineering, v. 452-453, pp.584-591, 2007.

Dupont, J.N.; Lippold, J.C.; Kiser, S.D., **Welding metallurgy and weldability of nickel-base Alloys.** Published by John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2009.

Erickson, L. C., Hawthorne, H. M., Troczynski, T. **Correlations between microstructural parameters, micromechanical properties and wear resistance of plasma sprayed ceramic coatings.** Wear, 250, 569 - 575, 2001.

Farina, A. **Metalografia das Ligas e Superligas de Níquel.** Villares Metals, 2011. Disponível em: . Acesso em: 10/01/2015.

Gahlin, R., Jacobson, S. **The particle size effect in abrasion studied by controlled abrasive surfaces.** Wear, 224, 118 - 125, 1999.

Gates, J.D. **Two-body and three-body abrasion: A critical discussion.** Wear, v.214, n.1, p.139-46, 1998.

Gee, M. G.; Gant, A.; Hutchings, I.; et al. **Progress towards standardization of ball cratering.** Wear, v. 255, n. 1-6, p.1-13, 2003.

Gee, M. G., Gant, A. J., Hutchings, I. M., Kusano, Y., Schiffman, K., Van Acker, K., Poulat, S., Gachon, Y., von Stebut, J., Hatto, P., Plint, G. **Results from an interlaboratory exercise to validate the micro-scale abrasion test.** Wear, 259, 27 - 35, 2005.

Hogmark, S., Jacobson, S., Larsson, M. **Design and evaluation of tribological coatings.** Wear, 246, 20 - 33, 2000.

Hutchings, I. M. **Tribology - Friction and Wear of Engineering Materials.** 7th. edition. London: Edward Arnold, 1992.

Kattamis, T. Z., Chen, M., Skolianos, S., Chambers, B. V. **Effect of residual stresses on the strength, adhesion and wear resistance of SiC coatings obtained by plasma-enhanced chemical vapor deposition on low alloy steel.** Surface and Coatings Technology, 70, 43 - 48, 1994.

Kelly, D. A., Hutchings, I. M. **A new method for measurement of particle abrasivity**. *Wear*, 250, 76 - 80, 2001.

Krelling, Anael P. **Comportamento Tribológico de Aço AISI 1020 Boro-Ionizado**. Tese de Doutorado. Universidade Estadual de Santa Catarina. Joinville, 2016.

Kusano, Y., Hutchings, I. M. **Sources of variability in the free-ball micro-scale abrasion test**. *Wear*, 258, 313 - 317, 2005.

Neto, F.A.S. **Avaliação de revestimentos com ligas de níquel aplicados por soldagem em tubulações para o setor de petróleo e gás**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Campina Grande, Paraíba, Brasil, 2010.

Oliver, W. C.; PHARR, G. M. **An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments**. *Journal of Materials Research*, v. 7, p. 1564 - 1583, 1992.

Ohring, M. **Engineering materials science**. San Diego: Academic Press, 1995.

Orsi, Paulo F. **Boretação Assistida por Plasma de Aço AISI 1020**. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação de Ciência e Engenharia de Materiais do Centro Tecnológico da Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis. 2018.

Pintaúde, G. **Análise dos regimes moderado e severo de desgaste abrasivo utilizando ensaios instrumentados de dureza**. São Paulo, 2002. Tese de Doutorado - EPUSP - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

Rai, Arun K.; Paul C.P.; Mishra, G.K.; Singh, R.; Rai, S.K.; Bindra, K.S. **Study of microstructure and wear properties of laser boride Inconel 718**. *Journal of Materials Processing Tech*. Elsevier. 2021

Rutherford, K. L., Hutchings, I. M. **A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems**. *Surface and Coatings Technology*, 79, 231 - 239, 1996.

Santos, T.S.R. **Estudo dos efeitos do hidrogênio nas propriedades mecânicas da liga 718 em diferentes condições de envelhecimento**. Dissertação de M.Sc, COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2009.

Sahin, S. **Effects of boronizing process on the surface roughness and dimensions of AISI 1020, AISI 1040 and AISI 2714**. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 209, n. 4, p. 1736–1741. 2009.

Sasada, T., Oike, M., Emori, N. **The effect of abrasive grain size on the transition between abrasive and adhesive wear**. *Wear*, 97, 291 - 302, 1984.

Shipway, P. H., Howell, L. **Microscale abrasion-corrosion behaviour of WC-Co hardmetals and HVOF sprayed coatings**. *Wear*, 258, 303 - 312, 2005.

Silva Jr., W. M. **Efeito da pressão de compactação e tamanho do pó de ferro na micro-abrasão do ferro sinterizado oxidado a vapor.** Uberlândia, 2003. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia.

Silva, Sidnei G. da. **Avaliação Microestrutural de Revestimento de Inconel 718 Depositado com Diferentes Correntes e Submetido a Tratamento Térmico de Envelhecimento.** Dissertação de Mestrado. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca - CEFET/RJ. Rio de Janeiro, 2016.

Silva, W.M.; Suarez, M.P.; Machado A.R.; Costa H.L. **Effect of laser surface modification on the micro-abrasive wear resistance of coated cemented carbide tools.** Journal Elsevier, p.1230-1240. 2013.

Smith.W.F; **Nickel and Cobalt Alloys”, Structure and Properties of Engineering Alloy.** Ed Mc Graw Hill 2ª ed, Series Materials Science and Engineering Series, p487-536, 1993.

Stout, K. J. **Surface roughness: measurement, interpretation and significance of data, part IT.** Materials in Engineering, vol. 2, dezembro, páginas 287- 295, 1981.

Tabernero, A.; Lamikiz, S.; Martinez E.; Ukar, J.; **Evaluation of the mechanical properties of Inconel 718 components built by laser cladding.** International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2011.

Trezona, R. I., Allsopp, D. N., Hutchings, I. M. **Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test.** Wear, 225 - 229, 205 - 214, 1999.

Trezona, R. I., Hutchings, I. M. **Three-body abrasive wear testing of soft materials.** Wear, 233 - 235, 209 - 221, 1999.

Tromas, C. et al. **Hardness and elastic modulus gradients in plasma-nitrided 316L polycrystalline stainless steel investigated by nanoindentation.** Acta Materialia, v. 60, p. 1965 - 1973, 2012.

Valle, L.C.M. **Efeitos da solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718.** Dissertação de mestrado, UFRJ, Rio de Janeiro, 2010.

Wang, W.; Chen, H.; Hu, Y.; Wang, H. **Effect of surface roughness parameters on mixed lubrication characteristics.** Tribology International, v. 39, n. 6, p. 522–527, 2006.

Welding Handbook. **Materials and Applications – Part 1.** v.3 – 8th edition. American Welding Society. Miami, Fl. 1998. 526 p.