UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO

CENTRO TECNOLÓGICO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

FILIPE DONDONI RAMOS

COMPORTAMENTO EM DESGASTE MICROABRASIVO DE SUPERLIGAS DE COBALTO PRODUZIDAS POR LASER CLADDING E FUNDIÇÃO

VITÓRIA

2018

FILIPE DONDONI RAMOS

COMPORTAMENTO EM DESGASTE MICROABRASIVO DE SUPERLIGAS DE COBALTO PRODUZIDAS POR LASER CLADDING E FUNDIÇÃO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Antônio César Bozzi.

VITÓRIA

2018

FILIPE DONDONI RAMOS

COMPORTAMENTO EM DESGASTE MICROABRASIVO DE SUPERLIGAS DE COBALTO PRODUZIDAS POR LASER CLADDING E FUNDIÇÃO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração Ciência e Engenharia de Materiais.

Aprovado em: 15 de junho de 2018.

COMISSÃO EXAMINADORA:

_____

Prof. Dr. Antônio César Bozzi

Universidade Federal do Espírito Santo
Orientador

_____

Prof. Dr. Flávio José da Silva

Universidade Federal de Pernambuco
Examinador Externo

_____

Prof. Dr. Cherlio Scandian

Universidade Federal do Espírito Santo
Examinador Interno

_____

Prof. Dr. Temístocles de Sousa Luz

Universidade Federal do Espírito Santo
Examinador Interno

AGRADECIMENTOS

Agradeço, em primeiro lugar, a Deus por cada dia de vida, pela sua presença e pelo seu amor incondicional. “Porque para Deus nada é impossível” Lucas 1:37.

À minha família, meu pai Magno Ramos, minha mãe Zeni Dondoni Ramos, minha querida irmã Polyana Dondoni e aos meus amados sobrinhos Arthur Dondoni e Gabriel Dondoni, pois vocês foram meus incentivadores nos momentos mais difíceis, alicerce para permanecer firme e continuar a vencer essa jornada. Amo vocês!

Ao estimado professor Antônio César Bozzi, pela sua confiança, incentivos, inúmeras orientações que contribuíram para meu crescimento intelectual, além disso, pelas conversas ao longo desses dois anos. Muito obrigado!

Ao professor Cherlio Scandian, pelas magníficas aulas ministradas, pelas discussões tribológicas e por sua amizade.

Ao professor Temístocles de Souza por suas orientações sobre análise de variância.

Ao técnico do laboratório Carlos Alberto Rosa, por está sempre disposto a ajudar.

À colega de mestrado Pâmela Jureves, pelo treinamento no microabrasômetro e discussões tribológicas.

À Carolina Valinhos, amiga de mestrado, pela sua dedicação e disponibilidade em viabilizar a utilização do MEV que foi fundamental para a compreensão dos resultados. Agradeço também pelas as discussões metalúrgicas e tribológicas que enriqueceram este trabalho.

Às minhas novas amizades que foram feitas nesta cidade, que não cito nomes, mas que levo guardado no coração por fazer meus dias mais prazerosos.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), pela bolsa de estudos.

RESUMO

As superligas são materiais empregados em diversas aplicações de engenharia em que a resistência ao desgaste e à corrosão, principalmente a altas temperaturas, são fatores primordiais na vida útil dos equipamentos. Essas ligas normalmente são fornecidas na forma de ligas fundidas ou forjadas, porém uma opção economicamente viável é a produção de revestimentos dessas superligas sobre um substrato. A utilização da tecnologia de revestimento por laser cladding vem se destacando como uma alternativa para produzir esses revestimentos, pois as altas taxas de resfriamento associadas ao processo, da ordem de 10^3 - 10^7 K/s, produzem superfícies com microestruturas altamente refinadas, promovendo a resistência ao desgaste desses materiais, além de uma baixa diluição. Na literatura existem vários trabalhos que reportam o comportamento tribológico dessas superligas quanto ao desgaste por deslizamento, erosivo e abrasivo. Entretanto ainda há uma escassez de informações sobre o comportamento destas ligas em microabrasão. Especificamente, as superligas de cobalto são utilizadas na fabricação de componentes que estão presentes na produção de etanol de 2ª geração, no qual cerca de 8% do material processado no reator é composto por partículas abrasivas duras, principalmente de sílica, que causam desgaste abrasivo dos componentes. Com o propósito compreender o comportamento tribológico desses materiais em microabrasão, três superligas a base de cobalto conhecidas comercialmente como Stellite 1, 6 e 12 foram depositadas, utilizando a tecnologia de laser cladding, sobre um substrato fundido da liga Co30Cr19Fe. Os ensaios de microabrasão foram conduzidos com abrasivos de Al_2O_3, SiC e SiO_2, em uma suspensão de água destilada com concentração de 0,1 g/cm^3. A carga de ensaio aplicada foi de 0,3 N, e a velocidade de rotação de 20 rpm. Adicionalmente, para critério de comparação, a liga utilizada como substrato e outra liga fundida com composição próxima a da liga Stellite 6 também foram ensaiadas. A análise estatística dos coeficientes de desgaste revelou que os coeficientes de desgaste desses materiais são influenciados tanto pelos abrasivos utilizados quanto pelo material. A liga Co30Cr19Fe foi a que apresentou as maiores taxas de desgaste, enquanto que as amostras revestidas com a liga Stellite 1 e a liga fundida com composição próxima da Stellite 6 apresentaram, em

geral, menores coeficientes médios de desgaste. O micromecanismo de desgaste predominante foi o riscamento, exceto nos ensaios das amostras revestidas com as ligas Stellites 6 e 12, que foram ensaiadas com abrasivo de SiC, no qual o mecanismo misto e o mecanismo de rolamento, respectivamente, foram predominantes. A presença de micromecanismo secundário de desgaste por rolamento foi observado e associado com a distribuição granulométrica dos abrasivos. A análise de severidade permitiu compreender a influência da distribuição granulométrica das partículas abrasivas no desgaste, obtendo uma melhor correlação entre os mecanismos experimentalmente observados e os mecanismos previstos quando essa distribuição foi considerada.

Palavras-chave: Ligas Stellites. Laser Cladding. Revestimento. Microabrasão. Mecanismos de Desgaste.

ABSTRACT

Superalloys are materials used in a variety of engineering applications in which wear and corrosion resistance, especially at high temperatures, are prime factors in the life of the equipment. These alloys are usually provided in the form of cast or forged alloys, but an economically viable option is the production of coatings of such superalloys on a substrate. The use of laser cladding technology has been highlighted as an alternative to produce these coatings, since the high solidification rates, in the order 10^3 - 10^7 K/s, associated to the process produce surfaces with highly refined microstructures, promoting the wear resistance of these coatings materials, in addition to a low dilution. In the literature, there are several research that reports the tribological behavior of these superalloys in sliding, erosive and abrasive wear. However, there is still a lack of information on the behavior of these alloys in microabrasion. Specifically, cobalt superalloys are used in the manufacture of components present in the production of 2nd generation ethanol, in which about 8% of the material processed in the reactor is composed of hard abrasive particles, mainly silica, that cause abrasive wear of the components. In order to understand the tribological behavior of these materials in microabrasion, three cobalt-based superalloys known commercially as Stellite 1, 6 and 12 were deposited, using the laser cladding technology, on a cast substrate of the Co30Cr19Fe alloy. The microabrasion tests were performed with Al_2O_3, SiC and SiO_2 abrasives in a suspension of 0.1 g/cm^3 in distilled water. The test load was 0.3 N and rotational speed was 20 rpm. Additionally, for comparison criterion, the alloy used as substrate and other cast alloy with composition close to the Stellite 6 alloy were also tested. The statistical analysis of the wear coefficients using the ANOVA tool revealed that the wear coefficients of these materials are influenced by both the abrasive used in the test and the material tested. The Co30Cr19Fe alloy used as the substrate showed the highest wear rates, while the samples coated with the Stellite 1 alloy and the cast alloy with composition close to Stellite 6 showed, in general, lower average coefficients of wear. Statistically, these last two materials presented equal average coefficients of wear. The predominant wear micromechanism was the grooving wear, except in the tests of the samples coated with Stellites 6 and 12, and that were tested with SiC abrasive,

in which the mixed mechanism and the rolling mechanism, respectively, were predominant. The presence of secondary micromechanism of rolling wear was observed and associated with the granulometric distribution of abrasives. The analysis of severity allowed to understand the influence of the granulometric distribution of the abrasive particles in the wear, obtaining a better correlation between the experimentally observed mechanisms and the mechanisms predicted when this distribution was considered.

Keywords: Stellites alloys. Laser cladding. Coatings. Microabrasion. Mechanisms of wear.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Laser cladding: método em duas etapas. Fonte: (TOYSERKANI, et al., 2005). 26

Figura 2 - Laser cladding em única etapa. a) alimentação por arame b) alimentação por injeção de pó. Fonte: (TOYSERKANI, et al., 2005). 27

Figura 3 - Poça de fusão em laser cladding: formação de liga entre os constituintes. Fonte: (TOYSERKANI, et al., 2005). 29

Figura 4 - Diagrama de fase hipotético indicando as condições de solidificação. Fonte: (TOYSERKANI, et al., 2005). 30

Figura 5 - Desenvolvimento de estrutura celular durante a solidificação. Fonte: (PORTER, et al., 1992). 31

Figura 6 – Velocidade de solidificação da interface líquido/sólida. Fonte: (TOYSERKANI, et al., 2005). 32

Figura 7 - Variação do gradiente de temperatura e da taxa de solidificação em função da profundidade. Fonte: (KURZ, et al., 1992). 33

Figura 8 - Modo de solidificação: microestrutura em função do gradiente de temperatura G e da velocidade de solidificação U_S para uma liga de Al-4%pCu. a) Incluindo as condições de deposição b) tipos de crescimento não planar. P-Planar, C e C-Celular, D-Dendrítico e B-Banda. Fonte: (KURZ, et al., 1992)..... 34

Figura 9 - Microestrutura da liga de Stellite 6 depositada com velocidade de a) 1,67 mm/s b) 167 mm/s. Fonte: (FRENK, et al., 1993). 35

Figura 10 - Efeito do endurecimento nas superligas. Fonte: (DONACHIE, et al., 2002). 37

Figura 11 - Influência dos elementos de liga na transformação HC-CFC em função da solubilidade no cobalto. Fonte: (MORRAL 1967 apud Sims et al. 1987)..... 41

Figura 12 - Diagrama de fase quaternário Co-Cr-C-W. Fonte: (FRENK e KURZ, 1993). 43

Figura 13 - Microestrutura dendrítica da liga Stellite 6 depositado sobre aço inoxidável martensítico AISI 420. a) dendritas primárias com carbonetos eutéticos b) localização das diferentes regiões. Fonte: (MIRSHEKARI, et al., 2017). 44

Figura 14 – Modos de desgaste abrasivo a dois corpos/riscamento e a três corpos/rolamento. Fonte: Adaptado (STACHOWIAK, et al., 2005). 47

Figura 15 - Mecanismo de desgaste abrasivo. a) microcorte b) microssulcamento c) microtrincamento d) remoção de grãos individuais. Fonte: Adaptado de (STACHOWIAK, et al., 2005). 48

Figura 16 - Modelo para desgaste abrasivo por uma partícula abrasiva. Fonte: adaptado de (STACHOWIAK, et al., 2005). 49

Figura 17 - Diagrama esquemático do ensaio de microabrasão. Fonte: (GANT, et al., 2011) 52

Figura 18 - Ensaio microabrasão: sistema de esfera livre. Fonte: (GEE, et al., 2003). 53

Figura 19 - Ensaio microabrasão: sistema de esfera fixa. Fonte: (GEE, et al., 2003) 54

Figura 20 - Modo de desgaste em microabrasão. a) abrasão a dois corpos ou riscamento b) abrasão a três corpos ou rolamento. Fonte: (ADACHI, et al., 2003). 55

Figura 21 - Modo de desgaste em microabrasão em detalhe. a) abrasão a dois corpos ou riscamento b) abrasão a três corpos ou rolamento. Fonte: (TREZONA, et al., 1999). 56

Figura 22 - Modo de desgaste em microabrasão: regime misto. Fonte: (FERNANDES, et al., 2012). 57

Figura 23 – Mapa de mecanismo de desgaste para ensaio de microabrasão de um aço ferramenta com lama de SiC. Fonte: (TREZONA, et al., 1999). 57

Figura 24 - Modo de desgaste em função da carga e da fração volumétrica do abrasivo para diferentes combinações de materiais. Fonte: (ADACHI, et al., 2003). 58

Figura 25 – Mecanismo de desgaste em contatos lubrificados: a) movimento de rolamento b) movimento de deslizamento. Fonte: (WILLIAMS, et al., 1992). 59

Figura 26 - Modelo teórico do movimento das partículas na interface de contato. a) Visão ampla b) Detalhe da indentação por uma partícula abrasiva. Fonte: (ADACHI, et al., 2003)..... 60

Figura 27 - Mapa de desgaste como função da severidade de contato (S) e da razão de dureza H_s/H_b. Fonte: (ADACHI, et al., 2003). 63

Figura 28 - Métodos de medição do espaçamento dos braços dendríticos secundários. Fonte: (VANDERSLUIS, et al., 2017)..... 68

Figura 29 - Detalhamento do microabrasômetro de esfera fixa utilizado nos ensaios. 71

Figura 30 - Ensaio de microabrasão: sem perfuração do revestimento. Fonte: Adaptado de (RUTHERFORD, et al., 1996). 73

Figura 31 - Perfil desenvolvimento do coeficiente de desgaste ao longo do tempo em ensaio de microabrasão. Fonte: (MARQUES, 2009). 75

Figura 32 - Distribuição granulométrica dos abrasivos. Fonte: (MARQUES, 2017). 76

Figura 33 - Microscopia eletrônica de varredura dos abrasivos. a) SiO_2 b) SiC C) Al_2O_3 Fonte: (MARQUES, 2017). 77

Figura 34 – Microscopia ótica da liga Co30Cr19Fe com aumento de 50x. Ataque com 100 ml de HCl + 5 ml de H_2O_2. 78

Figura 35 - Micrografia do revestimento de ST1 obtida através de MEV utilizando elétrons secundários e ataque de 100 mL de HCl + 5 mL de H_2O_2. 79

Figura 36 - Análise por EDS do carboneto primário hexagonal formado na liga ST1..... 80

Figura 37 – Microscopia ótica do revestimento de ST6 com aumento de 500x. Ataque com 5 mL de HCl + 10g de $FeCl_3$ + 100 mL de H_2O. 81

Figura 38 - Microscopia ótica do revestimento de ST12 com aumento de 500x. Ataque com 5 mL de HCl + 10g de $FeCl_3$ + 100 mL de H_2O. 82

Figura 39 - Evolução do espaçamento do braço dendrítico secundário em função da taxa de resfriamento. Fonte: Adaptado (FRENK, et al., 1993). 83

Figura 40 – Microestrutura da liga LSF fundida com aumento de 500x. Ataque com 5 mL de HCl + 10g de $FeCl_3$ + 100 mL de H_2O. 84

Figura 41 – Análise de EDS da liga S fundida mostrando as composições da matriz rica em cobalto e dos carbonetos ricos em cromo e em tungstênio. 85

Figura 42 - Dureza Vickers das ligas estudadas. Carga aplicada de 10 kgf. 86

Figura 43 - Perfil de dureza Vickers ao longo da camada depositada de ST1. Carga utilizada de 100 g. 88

Figura 44 - Perfil de dureza Vickers ao longo da camada depositada de ST6. Carga utilizada de 100 g. 89

Figura 45 - Perfil de dureza Vickers ao longo da camada depositada de ST12. Carga utilizada de 100 g. 89

Figura 46 - Coeficiente de desgaste dimensional médio k da amostra ST1 ensaiada com sílica em função da distância deslizada. 91

Figura 47 - Coeficiente de desgaste dimensional médio de todas as condições avaliadas. 92

Figura 48 - Calota de desgaste típica de ensaio de microabrasão para a liga Co30Cr19Fe com abrasivo a) Al_2O_3 b) SiC e c) SiO_2. MEV com elétrons secundários e aumento 100x. 96

Figura 49 - Imagens de MEV por elétrons secundários mostrando o centro da calota de desgaste para liga Co30Cr19Fe com os abrasivos a) Al_2O_3, b) SiC e c) SiO_2. Aumento de 1000x. 97

Figura 50 - Imagens de MEV mostrando o fenômeno de scuffing na borda da calota produzida na liga Co30Cr19Fe com Al_2O_3. a) aumento de 500x b) aumento de 1000x..... 98

Figura 51 - Imagens de MEV por elétrons secundários mostrando o centro da calota de desgaste para amostras da liga ST1 depositada por laser cladding. Ensaio realizado com os abrasivos a) Al_2O_3, b) SiC e c) SiO_2. Aumento de 1000x. 99

Figura 52 - - Imagens de MEV por elétrons secundários mostrando o centro da calota de desgaste para amostras da liga ST6 depositada por laser cladding. Ensaio realizado com os abrasivos a) Al_2O_3, b) SiC e c) SiO_2. Aumento de 1000x. 100

Figura 53 - Imagens de MEV por elétrons secundários mostrando o centro da calota de desgaste para amostras da liga ST12 depositada por laser cladding. Ensaio realizado com os abrasivos a) Al_2O_3, b) SiC e c) SiO_2. Aumento de 1000x 101

Figura 54 - Imagens de MEV por elétrons secundários mostrando o centro da calota de desgaste para liga LSF. Ensaio realizado com os abrasivos a) Al_2O_3, b) SiC e c) SiO_2. Aumento de 1000x. 102

Figura 55 - Mecanismo secundário de desgaste na liga LSF ensaiada com SiC. a) aumento 1500x b) aumento 3000x. 103

Figura 56 - Mecanismo secundário de desgaste na liga LSF ensaiada com SiO_2. a) aumento 1500x b) aumento 3000x. 104

Figura 57 - Mapa de desgaste apresentando a evolução da severidade de desgaste para os ensaios realizados com abrasivo de Al_2O_3 para todas as amostras avaliadas. Fonte: adaptado de (ADACHI, et al., 2003). 106

Figura 58 - Mapa de desgaste apresentando a evolução da severidade de desgaste para os ensaios realizados com abrasivo de SiO_2 para todas as amostras avaliadas. Fonte: adaptado de (ADACHI, et al., 2003). 107

Figura 59 - Mapa de desgaste apresentando a evolução da severidade de desgaste para os ensaios realizados com abrasivo de SiC para todas as amostras avaliadas. Fonte: adaptado de (ADACHI, et al., 2003)..... 108

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição de algumas ligas a base de cobalto resistente ao desgaste 39

Tabela 2 - Composição de algumas ligas a base de cobalto resistente ao calor e à corrosão 39

Tabela 3 - Composição das ligas do sistema Co-Cr-Fe 45

Tabela 4 - Composição química da liga Co30Cr19Fe. 65

Tabela 5 - Composição química dos pós utilizados para o revestimento por laser cladding. 66

Tabela 6 - Composição da liga fundida. 66

Tabela 7 - Nomenclatura adotada para amostras. 66

Tabela 8 - Ataques químicos utilizados para microscopia. 67

Tabela 9 - Parâmetros utilizados no ensaio de microabrasão. 70

Tabela 10 – Característica dos abrasivos 77

Tabela 11 - Coeficiente de desgaste dimensional médio e o desvio padrão de todas as condições avaliadas. 92

Tabela 12 - Percentual de redução do coeficiente de desgaste dimensional em relação à liga Co30Cr19Fe. 95

Tabela 13 – Dados do espaçamento dos braços dendríticos secundários - SDAS. Amostras ST6. 120

Tabela 14 – Dados do espaçamento dos braços dendríticos secundários - SDAS. Amostras ST12. 121

Tabela 15 – Microdureza Vickers (HV) das amostras revestidas. 123

Tabela 16 - Análise de Variância – ANOVA: Microdureza 124

Tabela 17 – Teste de Tukey: Microdureza das amostras revestidas 124

Tabela 18 – Coeficiente de desgaste dimensional dos últimos três pontos de cada repetição ensaiada. 125

Tabela 19 - Análise de Variância – ANOVA: Coeficiente de desgaste dimensional k 126

Tabela 20 - Teste de Tukey: Coeficiente de desgaste médio das amostras 126

Tabela 21 – Determinação da fração volumétrica atuante no contato inicial para abrasivo de alumina 128

Tabela 22 – Determinação da fração volumétrica atuante no contato inicial para abrasivo de sílica..... 129

Tabela 23 - Determinação da fração volumétrica atuante no contato inicial para abrasivo de carbeto de silício 130

Tabela 24 – Diâmetro médio das partículas ativas e suas respectivas frações volumétricas utilizadas nos cálculos da severidade. 131

LISTA DE SÍMBOLOS

b	Diâmetro da calota de desgaste
C_o	Composição inicial da liga
D	Coeficiente de difusão; Diâmetro médio da partícula abrasiva.
d_b, d_s	Profundidade de penetração da partícula abrasiva
G_c	Gradiente de temperatura crítica
G_r	Gradiente de temperatura
h	Espessura de separação entre as superfícies
H'	Dureza combinada da esfera e da amostra
H, H_s, H_b	Dureza de penetração
K	Coeficiente de desgaste adimensional
k	Coeficiente de desgaste dimensional [$mm^3(Nm)^{-1}$]
K_v	Coeficiente de partição
L	Distância deslizada; Comprimento do braço dendrítico primário.
M_7C_3, M_7C_{23}, M_6C,MC	Fases secundárias: carbonetos
N	Número de braços dendrítico secundário; Número de partículas abrasivas na região de contato.
P	Pressão de indentação
q	Volume removido por cada partícula abrasiva
Q	Volume total removido por distância deslizada
R	Raio da esfera de ensaio

S	Severidade de contato
S*	Severidade de contato crítica de transição
T	Taxa de resfriamento
T1, T2	Temperatura [K]
U	Velocidade do feixe de laser no processo laser cladding
U_s	Velocidade de solidificação da interface líquido/sólido
w	Carga suportada por partícula
W	Carga total aplicada no ensaio de microabrasão
ε	Estrutura hexagonal compacta
η	Proporção de material deslocado efetivamente removido
ϑ	Volume deslocado por cada partícula
λ_2	Espaçamento do braço dendrítico secundário
ϒ	Fase austenítica cúbica de face centrada
ϒ', ϒ'', η, δ	Fases secundárias presentes nas superligas de níquel e ferro-níquel

LISTA DE SIGLAS

ANOVA	Análise de variância
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
EDS	Espectrometria de energia dispersa
EFE	Energia de falha de empilhamento
GTWA	*Gas tungsten arc welding*
HC	Estrutura hexagonal compacta
IFES	Instituto Federal do Espírito Santo
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
SDAS	*Secondary dendrite arm spacing*
TCC	Estrutura tetragonal de corpo centrado
TRICORRMAT/UFES	Laboratório de tribologia, corrosão e materiais da Universidade Federal do Espírito Santo
UFES	Universidade Federal do Espírito Santo

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 22

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 24

2.1 LASER CLADDING 24

2.1.1 Metodologia aplicada ao laser cladding 25

2.1.1.1 Laser cladding: duas etapas 26

2.1.1.2 Laser cladding: única etapa 27

2.1.2 Considerações metalúrgicas: solidificação e microestruturas 28

2.2 SUPERLIGAS 36

2.2.1 Superligas a base de cobalto 38

2.2.2 Stellites 42

2.2.3 Ligas de Co-Cr-Fe 44

2.3 TRIBOLOGIA 45

2.3.1 Desgaste 46

2.3.2 Desgaste abrasivo 46

2.3.2.1 Modelo analítico do desgaste abrasivo 49

2.4 ENSAIO DE MICROABRASÃO 51

2.4.1 Configurações de ensaio 53

2.4.1.1 Configuração: esfera livre 53

2.4.1.2 Configuração: esfera fixa 54

2.5 MODO DE DESGASTE EM MICROABRASÃO 55

2.6 SEVERIDADE DE DESGASTE 59

3 MATERIAIS E MÉTODOS 65

3.1 MATERIAIS 65

3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS 67

3.3 DUREZA 69

3.4 ENSAIO DE MICROABRASÃO 70
3.4.1 Cálculo do coeficiente de desgaste 73
3.4.2 Abrasivos 76
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES 78
4.1 MICROESTRUTURAS 78
4.1.1 Liga Co30Cr19Fe 78
4.1.2 Liga ST1 79
4.1.3 Liga ST6 81
4.1.4 Liga ST12 82
4.1.5 Liga LSF 84
4.2 DUREZA 86
4.2.1 Perfil de Dureza 88
4.3 ENSAIOS DE MICROABRASÃO 91
4.4 MICROMECANISMOS DE DESGASTE 96
4.4.1 Micromecanismo secundário de desgaste por rolamento 103
4.5 SEVERIDADE 105
5 CONCLUSÕES 109
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 111
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 112
APÊNDICE A – DADOS DE MEDIÇÃO DO ESPAÇAMENTO DOS BRAÇOS DENDRÍTICOS SECUNDÁRIOS – SDAS 120
APÊNDICE B – DADOS E TESTE ESTATÍSTICO PARA O PERFIL DE DUREZA DOS MATERIAIS DEPOSITADOS POR LASER CLADDING 123
APÊNDICE C – DADOS E TESTE ESTATÍSTICO PARA ENSAIO MICROABRASIVO. 125
APÊNDICE D – DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA E DO TAMANHO MÉDIO DA PARTÍCULA ATUANTE NO CONTATO INICIAL 128

1 INTRODUÇÃO

Em diversas aplicações da engenharia, os equipamentos e seus componentes estão submetidos a condições severas de serviço, que podem envolver temperaturas elevadas e diversos tipos de desgaste, como nas indústrias de exploração e produção de petróleo e gás, no setor de geração de energia, etc.

Essas condições críticas de serviço exigem a seleção de materiais que atendam os requisitos resistência à corrosão e ao desgaste, tanto em temperatura ambiente quanto em temperaturas elevadas, com objetivo de aumentar a confiabilidade e a disponibilidade dos equipamentos, reduzindo os custos relacionados a perca de produção, manutenção não planejada e substituições de peças e componentes.

A compreensão do tipo de desgaste e seus mecanismos se tornam essenciais para correta seleção de materiais e de processos de fabricação que melhor se adéquam aos problemas encontrados nessas indústrias.

Visando satisfazer esses requisitos, há uma classe de material, chamada de superligas, que são bastante utilizadas nas condições de trabalho citadas, pois elas possuem boas propriedades mecânicas, alta resistência ao desgaste e à corrosão, tanto em temperatura ambiente quanto em temperaturas elevadas.

As superligas são divididas em três grupos: superligas a base níquel, superligas a base ferro-níquel e as superligas a base de cobalto. Essas ligas são fornecidas como ligas fundidas, conformadas por deformação, através da metalurgia do pó e na forma de consumíveis para serem aplicados em tecnologias de revestimento.

Essas tecnologias de revestimento, tais como o processo PTA - *Plasma Transferred Arc,* HVOF - *High Velocity Oxygen Fuel e o Laser cladding,* vêm sendo muito utilizadas para revestir componentes que são submetidos ao desgaste ou quando o componente não pode ser produzido como fundido devido aos altos custos das matérias primas das superligas, sendo assim, depositada uma camada dessas superligas sobre um substrato de menor valor econômico.

Dentre as tecnologias para produção de superfícies resistentes ao desgaste, o processo de revestimento por laser cladding permite produzir revestimentos homogêneos com uma baixa diluição, com microestruturas altamente refinadas devido às altas taxas de solidificação associadas ao processo e com elevada dureza, fatores que favorecem a resistência dessas superfícies aos inúmeros tipos de desgaste.

Na literatura é possível encontrar diversas pesquisas a respeito das superligas produzidas por diversas tecnologias e o comportamento dessas em relação ao desgaste por deslizamento, erosivo e abrasivo. Entretanto, o comportamento das superligas de cobalto em relação ao desgaste microabrasivo ainda é escasso, sendo uma área ainda a ser explorada.

As superligas de cobalto podem ser utilizadas, entre outras aplicações, na fabricação de componentes envolvidos na produção de etanol de 2ª geração. Nesse processo, a biomassa da cana-de-açúcar é processada em um reator cuja temperatura está acima de 200°C. Nessa biomassa, há a presença de aproximadamente 8% de partículas abrasivas sólidas, principalmente de sílica, mas também de alumina, que entram no reator e causam desgastes dos componentes por microabrasão.

Com a finalidade de compreender melhor o comportamento tribológico de superligas em microabrasão, foram escolhidas três superligas a base de cobalto conhecidas comercialmente como Stellite 1, 6 e 12 e que foram depositadas sobre uma liga fundida de cobalto, Co30Cr19Fe, através da tecnologia laser cladding. Além dessas três ligas, foi estudado o comportamento em microabrasão do substrato e de uma liga fundida com composição próxima da liga Stellite 6.

O trabalho está dividido da seguinte maneira: no capítulo 2 é realizada a revisão bibliográfica com os principais conceitos relacionados à tecnologia de revestimento por laser cladding e as microestruturas provenientes desse processo, superligas e as superligas a base de cobalto, desgaste abrasivo e microabrasivo. No capítulo 3 é apresentada a descrição dos materiais utilizados e as metodologias aplicadas. No capítulo 4 a análise dos resultados. Capítulo 5 contem as principais conclusões deste trabalho. Capítulo 6 apresenta sugestões de trabalhos futuros. E, por fim, no capitulo 7 consta as referências bibliográficas utilizadas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LASER CLADDING

Laser cladding é uma tecnologia de revestimento de superfícies que utiliza um feixe de raio laser de alta potência para promover a fusão localizada de uma fina camada da superfície de um substrato e também dos materiais de revestimento que são adicionados, formando uma nova camada superficial com propriedades desejáveis após o processo de solidificação (VILAR, 1999).

Essa tecnologia vem sendo utilizada para produzir revestimentos finos, com espessuras variando entre 50 µm – 2 mm, que apresentam elevadas resistência ao desgaste abrasivo e erosivo, resistência à fadiga, elevada resistência à corrosão e a oxidação mesmo em aplicações de temperaturas elevadas (TOYSERKANI, et al., 2005).

Materiais que apresentam essas características de alto desempenho possuem, geralmente, impacto econômico elevado e são mais difíceis de serem produzidos na forma fundida. Por esses motivos, produzir revestimento desses materiais sobre materiais de menor custo e de fácil produção, mais o excelente controle que há na técnica laser cladding em relação aos demais processos de revestimento, vem sendo uma das vantagens apresentada pelo processo de laser cladding (ZHONG, et al., 2010).

Os materiais que compõem os revestimentos são diversos, tais como, as ligas a base de titânio, superligas de cobalto, níquel e ferro-níquel e vários tipos de óxidos e carbonetos. O material é depositado, normalmente na forma de pó, sobre uma vasta gama de substrato, como, os aços não ligados, aços ferramenta, aços inoxidáveis, ferro fundido, ligas de cobalto ou de níquel. Além dos materiais metálicos citados, são possíveis revestimentos cerâmicos e biocerâmicos (HAN, et al., 2004; ZHANG, et al., 2012).

O principal objetivo do laser cladding é a formação de um depósito contínuo de alta densidade com uma microestrutura homogênea, possuindo uma forte ligação metalúrgica ao substrato, porém com baixa diluição para preservar as propriedades do revestimento. Dessa forma, o material de revestimento adicionado se mistura com substrato fundido na interface e dá origem a ligações metalúrgicas com diferentes composições, microestruturas e propriedades (TOYSERKANI, et al., 2005).

As principais características do processo estão relacionadas com a alta taxa de aquecimento que promove a fusão do material e alta taxa de resfriamento durante a solidificação, devido à condução de calor para o substrato. Essas taxas são influenciadas pelos parâmetros do processo, tais como, energia do laser, diâmetro do laser, velocidade de deposição, a taxa de alimentação dos pós, fluxo de gás de proteção e etc. (ZHANG, et al., 2012).

Devido ao fato de estar presente no processo elevadas taxas de resfriamento, na ordem de 10^3 - 10^7 K/s, as microestruturas formadas durante a solidificação são microestruturas refinadas. As distâncias dendrítica primárias e secundárias e o espaçamento interlamelar nas microestruturas eutéticas são muito pequenas (GNANAMUTHU, 1980).

As vantagens da utilização da tecnologia do laser cladding são o controle preciso dos parâmetros utilizados no processo, uma vasta gama de materiais que podem ser depositados, redução da distorção térmica, diminuição da porosidade, produção de camadas depositadas muito finas e um revestimento metalurgicamente ligado ao substrato com o mínimo de defeitos (HAN, et al., 2004).

2.1.1 Metodologia aplicada ao laser cladding

Existem basicamente duas metodologias aplicadas ao processo de laser cladding: O processo que é realizado em duas etapas e o processo realizado em uma única etapa (ZHANG, et al., 2012).

2.1.1.1 Laser cladding: duas etapas

O primeiro método, segundo Vilar (1999), é conhecido como laser cladding em duas etapas ou laser cladding com pré-deposição, consiste em realizar um primeiro estágio que é uma pré-deposição do material do revestimento sobre o substrato e o segundo estágio consiste na fusão desse material juntamente com o substrato, como pode ser observador na Figura 1.

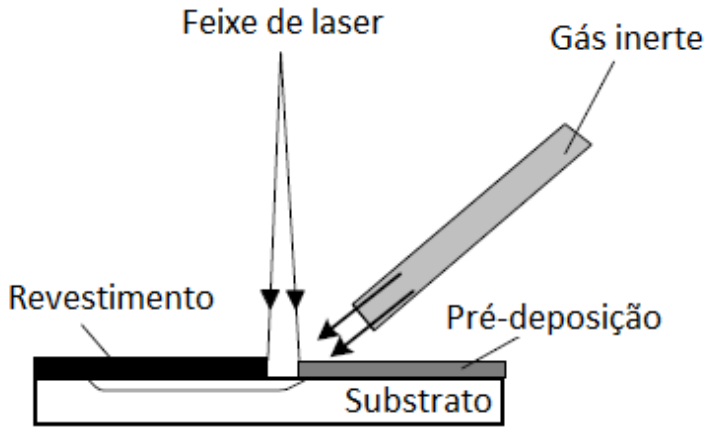


Figura 1 - Laser cladding: método em duas etapas. Fonte: (TOYSERKANI, et al., 2005).

Quando se utiliza essa metodologia de revestimento é necessário garantir uma adesão suficiente entre as partículas pré-depositadas com o substrato, assim como entre as próprias partículas, para evitar a remoção dessas durante o segundo estágio pelo fluxo de gás de proteção. Com esse objetivo, geralmente se adiciona um ligante químico para assegurar a coesão com o substrato. Entretanto, durante o processo de fusão, esse ligante evapora e dá origem a formação de um revestimento com determinado percentual de porosidade (TOYSERKANI, et al., 2005).

Quando o feixe de laser aquece a superfície do material depositado, uma frente de fusão se desenvolve e avança através da camada de pó de baixa condutividade térmica, até alcançar o substrato onde a condução de calor aumenta devido a maior condutividade térmica do material. Se uma quantidade de

energia suficiente é fornecida pelo o laser, a frente de fusão penetra o substrato e ocorre a mistura entre os dois materiais, dando origem a uma ligação metalúrgica entre o substrato e o revestimento. O requerimento de um alto controle sobre a energia fornecida é necessária, pois uma energia excessiva promove uma diluição demasiada alterando as propriedades do revestimento e uma energia insuficiente causa ligações fracas e em algumas situações a incompleta fusão dos pós de revestimento (POWELL, et al., 1988).

As desvantagens desse método estão relacionadas ao fato de que é difícil fazer uma deposição uniforme sobre componentes que tem forma complexas, o tempo que se leva para realizar a pré-deposição e a possibilidade de se produzir uma superfície porosa e rugosa (TOYSERKANI, et al., 2005).

2.1.1.2 Laser cladding: única etapa

No segundo método - laser cladding em única etapa - o material é adicionado diretamente dentro da poça de fusão que é formada no substrato (ION, 2005). A alimentação do material é apresentada na Figura 2 e pode ser realizada de duas maneiras distintas: alimentação por arame e a alimentação por injeção de pó.

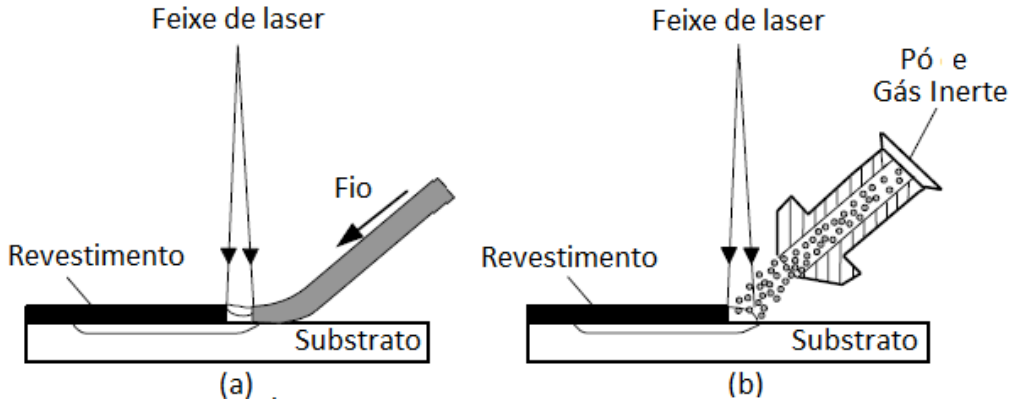


Figura 2 - Laser cladding em única etapa. a) alimentação por arame b) alimentação por injeção de pó. Fonte: (TOYSERKANI, et al., 2005).

Na alimentação por fio de arame, Figura 2.a, o material do revestimento é diretamente inserido na poça de fusão por meio de um arame. Esse contato pode causar alterações no formato da poça de fusão e influenciar na qualidade do revestimento, adicionalmente, outra desvantagem desse método é a disponibilidade de materiais no qual os arames são produzidos (TOYSERKANI, et al., 2005).

Para a alimentação por injeção de pó, Figura 2.b, não ocorre o contato direto com a poça de fusão, por isso é o modo mais aplicado. Nesse processo de deposição, parte da energia que está associada ao raio laser é transferida diretamente na forma de calor para a superfície do substrato, aumento a temperatura da superfície e formando uma pequena poça de fusão. (ZHONG, et al., 2010).

Os materiais de revestimentos são transportados para dentro da poça de fusão por meio de uma corrente de gás inerte via um bocal. Essas partículas ao passarem através do raio laser absorvem uma pequena parte da energia e caem dentro da poça de fusão como partículas fundidas. Com o deslocamento do feixe de laser ou com a movimentação do substrato ocorre a solidificação dando origem a uma trilha de revestimento. Para revestimento da superfície por completo, sobreposições de trilhas são realizadas (WEERASINGHE, et al., 1987).

2.1.2 Considerações metalúrgicas: solidificação e microestruturas

A qualidade do revestimento é determinada pelos parâmetros utilizados durante a operação e também pelas interações metalúrgicas que ocorrem entre os materiais. Essas interações metalúrgicas irão determinar se existirá uma forte ligação entre os materiais de revestimento e o substrato ou se a ligação será fraca, tornando inviável o revestimento (ION, 2005).

Laser cladding é um processo de formação de liga extremamente rápido e localizado, além de possuir uma baixa diluição. Entretanto, para a formação de uma ligação metalúrgica forte, se torna impossível eliminar por completo a diluição, porém essa pode ser controlada (VILAR, 1999).

Durante o processo de revestimento, Figura 3, no qual o substrato é constituído de um material puro A e o revestimento de material puro B, parte da energia do laser é utilizada para promover a fusão de um pequeno volume do substrato na região identifica por X e parte é usada para aquecer os pós que estão entrando em contato com a poça de fusão (ZHANG, et al., 2012).

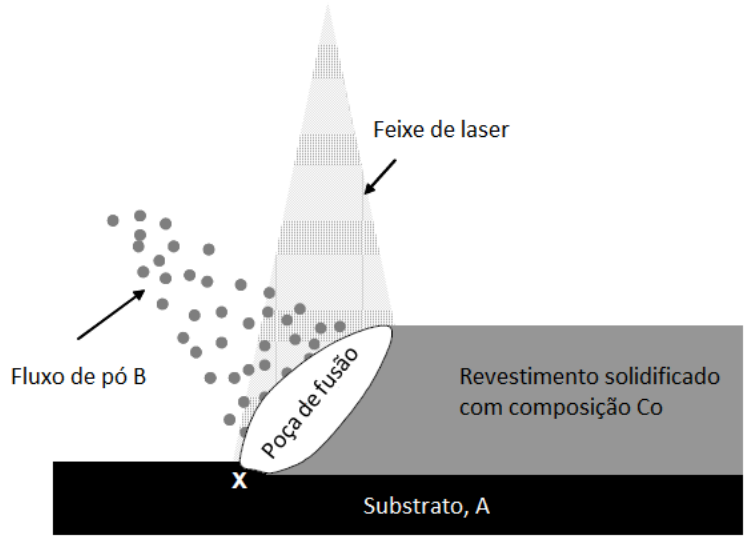


Figura 3 - Poça de fusão em laser cladding: formação de liga entre os constituintes. Fonte: (TOYSERKANI, et al., 2005).

Os pós de deposição entram na poça de fusão como gotículas fundidas ou como partículas sólidas, em algumas circunstâncias a presença das duas fases ocorre, dependendo da temperatura de fusão desse material. A formação de liga, ou mistura dos materiais, irá ocorrer entre o material do revestimento que está na fase líquida ou sólida com o material do substrato. Essa homogeneização entre os materiais acontece de maneira rápida devida à intensa convecção causada pelos altos gradientes de temperatura que se desenvolvem dentro da poça de fusão, assim, a difusão tem uma menor importância no processo de formação de liga, pois o tempo de interação é pequeno e não há tempo suficiente para ocorrer à difusão (CHAN, et al., 1984; ALMEIDA, et al., 2001).

Segundo Gilgien, et al. (1996), altas velocidades de solidificação, de até 2 m/s, se desenvolvem na interface sólido/líquido. Por esse motivo, existe uma condição de

não equilíbrio termodinâmico na região interfacial, pois os átomos não tem tempo suficiente para difundir e ajustar as concentrações das duas fases em contato, consequentemente, as composições de cada fase não podem ser determinadas diretamente pelo diagrama de fase em equilíbrio. Em decorrência dessa condição de não equilíbrio, a concentração de soluto na fase sólida aumenta. A relação entre as concentrações da fase sólida e líquida em contato na interface é chamada de coeficiente de partição, K_v, e tem o seu valor variando com a velocidade de solidificação.

Considerando-se a formação de liga para um sistema eutético simples com composição inicial C_o, ilustrado no diagrama de fase da Figura 4, pode se observar a existência do coeficiente de partição, K_e, que determina o aumento da composição da fase sólida na região interfacial. Além disso, a composição da fase líquida permanece com o valor inicial C_o a uma curta distância interfacial para dentro da poça de fusão (TOYSERKANI, et al., 2005; GILGIEN, et al., 1996).

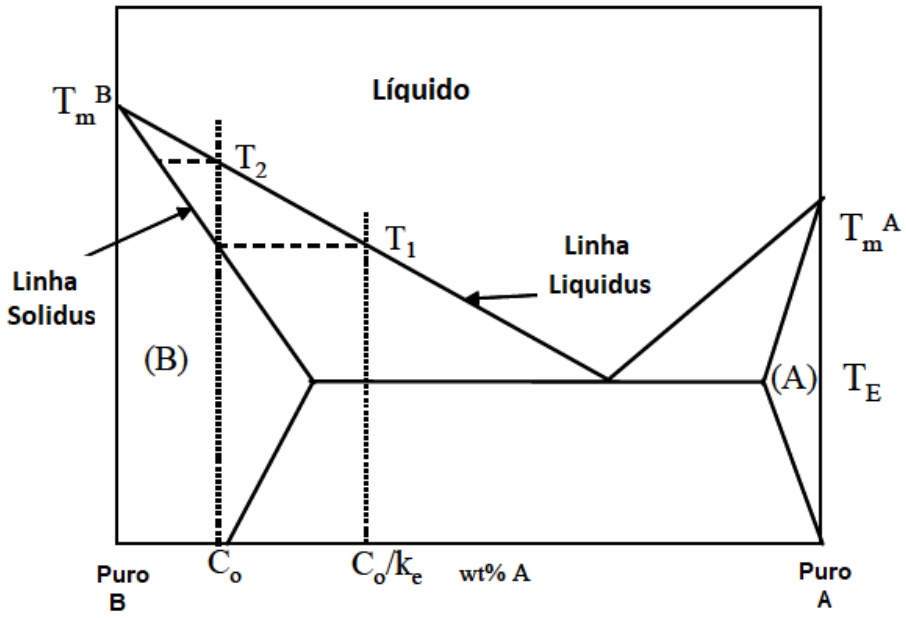


Figura 4 - Diagrama de fase hipotético indicando as condições de solidificação. Fonte: (TOYSERKANI, et al., 2005).

Com a composição da poça de fusão variando de um valor máximo C_o/K_e na interface para o valor de C_o dentro da poça de fusão, a temperatura no líquido

também aumenta de um valor T_1 na interface solidificada para um valor constante T_2 a certa distância dentro do líquido, pois como era de se esperar em um sistema eutético que a adição de elemento de liga diminua a temperatura de fusão comparada aos constituintes puros (TOYSERKANI, et al., 2005).

Portanto, em laser cladding, existe um gradiente de temperatura (G_r) no líquido fundido em frente à interface sólido/líquido. Dependendo da magnitude desse gradiente, que é dado em função das condições de solidificação, a região do líquido a frente da interface é conhecida por ser constitucionalmente super-resfriada, assim, é uma porção do líquido com composição de soluto elevada com uma temperatura real abaixo da temperatura indicada pela sua composição em equilíbrio (PORTER, et al., 1992).

Segundo ainda Porter, et al. (1992), se uma pequena protrusão se desenvolver além da interface planar de solidificação, isto é, dentro da região constitucionalmente super-resfriada, essa experimentará uma taxa de crescimento maior do que a maior parte da interface planar. Com o crescimento da protrusão promovida, mostrado na Figura 5, o crescimento de uma interface planar torna-se instável, e assim, dependendo do grau do super-resfriamento pode haver o desenvolvimento de uma estrutura celular ou dendrítica.

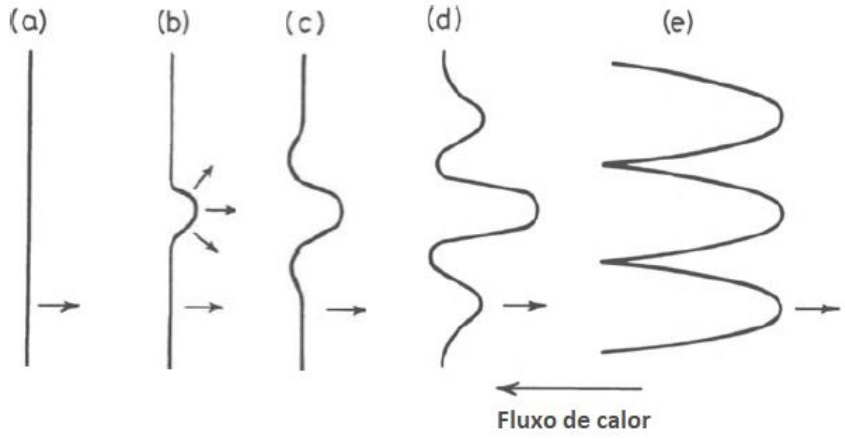


Figura 5 - Desenvolvimento de estrutura celular durante a solidificação. Fonte: (PORTER, et al., 1992).

O crescimento de uma estrutura planar está relacionado com um valor crítico para o gradiente de temperatura (G_c). Para gradiente de temperatura dentro da poça de fusão acima do valor crítico haverá a refusão da protrusão e consequentemente a microestrutura permanecerá com crescimento planar. O gradiente crítico é descrito em termos das condições de processo durante a solidificação e das propriedades dos materiais. A condição para formação de uma interface planar estável é dada por:

$$G_r > \left(\frac{T_2 - T_1}{D / U_s} \right) = G_c \tag{1}$$

Na equação acima, D é o coeficiente de difusão da liga dentro da poça de fusão e U_s representa a velocidade de solidificação da interface (taxa de solidificação). O valor (T_2 - T_1) é conhecido como zona de resfriamento de equilíbrio da liga. Mediante o exposto, pode se concluir que ligas com zona de resfriamento pequena favorece o crescimento planar em situações em que os valores do gradiente de temperatura e a velocidade de solidificação são moderados (TOYSERKANI, et al., 2005; PORTER, et al., 1992).

A taxa de solidificação tem peso importante sobre o valor do gradiente crítico, dessa maneira, a sua determinação se tornar essencial para conhecer a morfologia da microestrutura que irá solidificar.

Por meio da Figura 6 podemos observar que ela se relaciona com a velocidade de varredura do feixe de laser U.

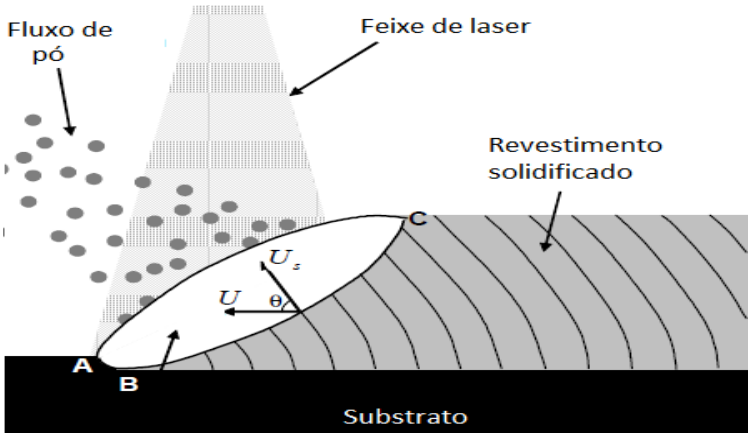


Figura 6 – Velocidade de solidificação da interface líquido/sólida. Fonte: (TOYSERKANI, et al., 2005).

Através da análise da Figura 6, onde se tem a fusão sendo realizada do ponto A para B e a solidificação na interface do ponto B ao C, a taxa de solidificação é definida por:

$$U_s = U \cos\theta \tag{2}$$

Sendo θ o ângulo formado entre o vetor que representa a direção do movimento do feixe de laser e o vetor normal à superfície da interface sólido/líquido em um ponto específico. Conclui-se a partir da Figura 6 que existe uma variação da taxa de solidificação U_s ao longo da superfície, variando de um valor zero no ponto B (para θ ≈ 90º) até um valor máximo na superfície do revestimento (para θ ≈ 0º) (GILGIEN, et al., 1996).

No trabalho de Kurz, et al. (1992), os autores estudaram o comportamento do gradiente de temperatura no líquido fundido e da taxa de solidificação da interface. A variação desses parâmetros pode ser observada na Figura 7 em função da profundidade dentro da poça de fusão, a partir da superfície para duas velocidades de deposição diferentes.

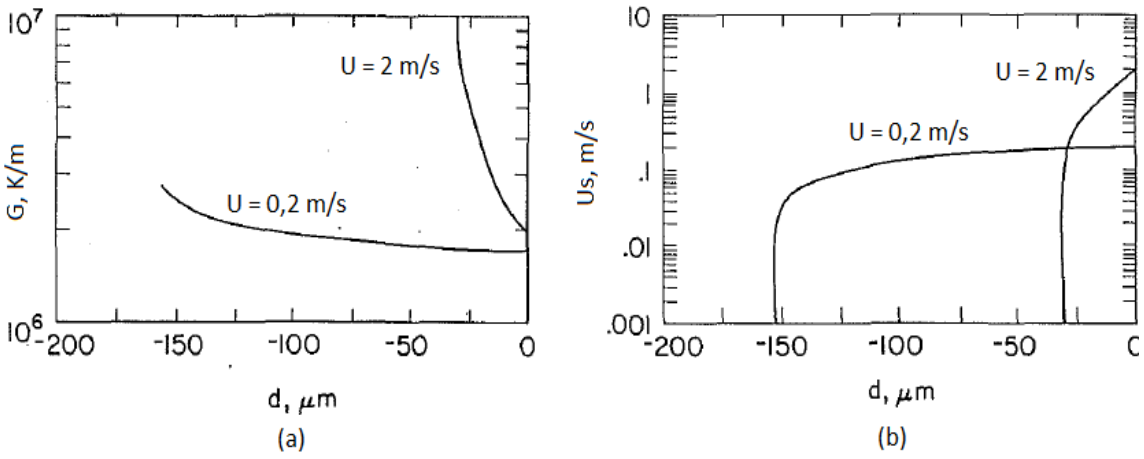


Figura 7 - Variação do gradiente de temperatura e da taxa de solidificação em função da profundidade. Fonte: (KURZ, et al., 1992).

O gradiente de temperatura normal a interface decresce de um valor máximo no ponto mais profundo da poça de fusão, ponto B da Figura 6, para um valor mínimo na superfície, ponto C, e a taxa de solidificação no fundo da poça de

fusão é zero em B e cresce para um valor máximo na superfície no ponto C. Uma vez que as condições de solidificação são modificadas ao longo da interface solidificada, análise das Figura 6 e 7, as microestruturas resultantes do material solidificado poderão variar ao longo da espessura da camada depositada (KURZ, et al., 1992).

Em geral, em processos de deposição por laser cladding, as microestruturas podem ser caracterizadas por terem morfologia planar, celular, dendrítica ou eutética ou até mesmo a misturas dessas. A Figura 8 apresenta um mapa teórico para estimar a microestrutura formada durante a solidificação de uma liga de Al-4%Cu (em peso) descrito em função do gradiente de temperatura e da taxa de solidificação.

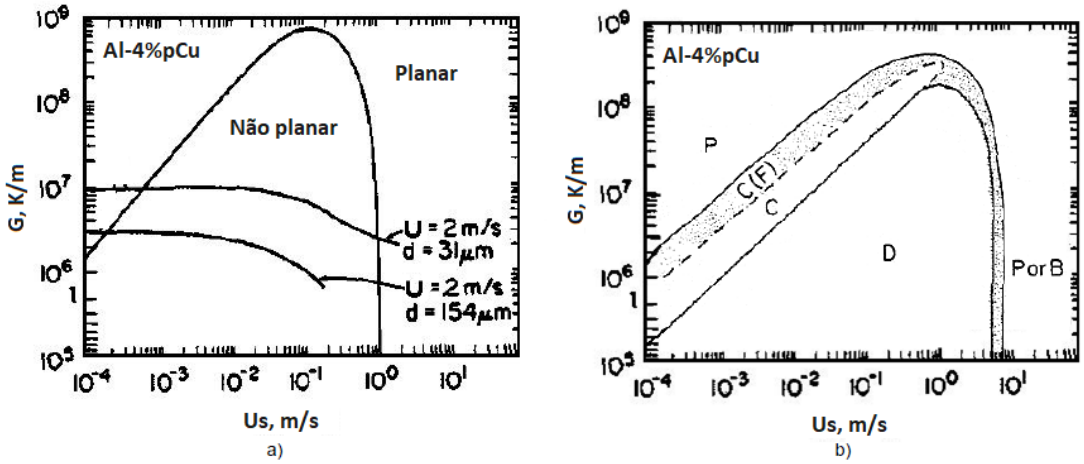


Figura 8 - Modo de solidificação: microestrutura em função do gradiente de temperatura G e da velocidade de solidificação U_s para uma liga de Al-4%pCu. a) Incluindo as condições de deposição b) tipos de crescimento não planar. P-Planar, C e C-Celular, D-Dendrítico e B-Banda. Fonte: (KURZ, et al., 1992).

A Figura 8.a mostra a relação entre a taxa de solidificação e o gradiente de temperatura ao longo da interface solidificada. O gradiente de temperatura possui valor máximo e a velocidade de solidificação é mínima no fundo da poça de fusão. É possível observar que uma frente de solidificação com microestrutura planar irá se desenvolver em uma pequena região próxima ao fundo da camada depositada, porém a maior parte da camada terá uma microestrutura não planar. Observando a Figura 8.b se percebe que a região não planar é composta pelas

microestruturas celular e dendrítica, especificamente para a composição dessa liga, sendo a microestrutura dendrítica a mais pronunciada e uma região de transição formada por uma microestrutura celular (TOYSERKANI, et al., 2005; KURZ, et al., 1992).

Além disso, as microestruturas se tornam mais refinadas à medida que se aproxima da superfície do revestimento, pois essa região é que apresenta as maiores velocidades de solidificação. Esse fato é uma das principais razões para os altos valores de dureza e resistência ao desgaste encontrado em materiais revestimentos por laser cladding.

Para evidenciar a influência da velocidade de solidificação na microestrutura, Frenk, et al. (1993) variaram a velocidade de deposição de 1,67 mm/s para 167 mm/s de uma liga a base de cobalto denominada de Stellite 6. A Figura 9 apresenta as microestruturas encontradas.

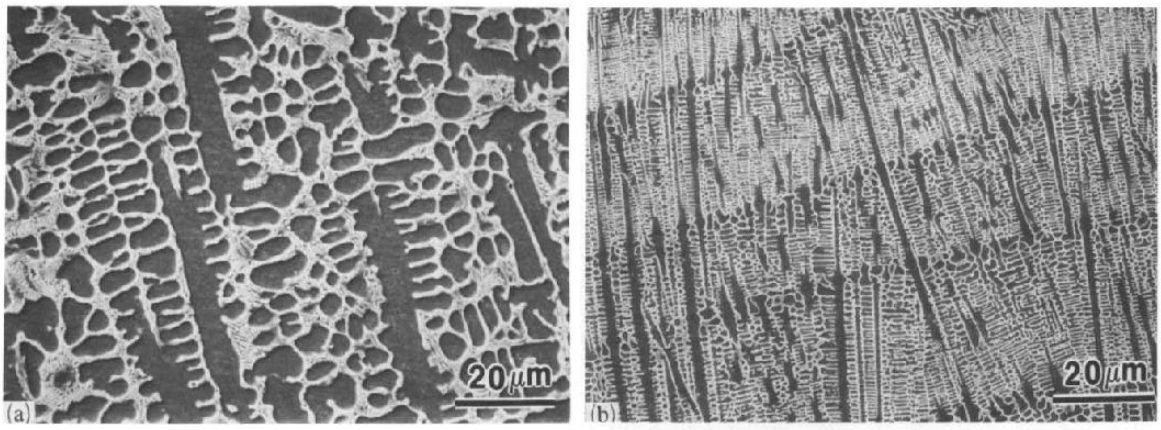


Figura 9 - Microestrutura da liga de Stellite 6 depositada com velocidade de a) 1,67 mm/s b) 167 mm/s. Fonte: (FRENK, et al., 1993).

Um refinamento apreciável na microestrutura ocorrer quando se aumenta a velocidade de deposição, ou seja, à medida que aumenta a taxa de solidificação. Esse refinamento pode ser medido através do espaçamento do braço dendrítico secundário λ_2. Para baixas velocidade de deposição, Figura 9.a, o valor de λ_2 variou 2,5 – 6 μm, contundo para altas velocidades, Figura 9.b, aconteceu uma redução de λ_2 para valores entre 0,5 – 0,8 μm. De maneira semelhante, o

refinamento da microestrutura ao longo da camada depositada ocorre à medida que a taxa de solidificação varia de zero para um valor máximo na superfície (FRENK, et al., 1993; TOYSERKANI, et al., 2005).

2.2 SUPERLIGAS

Superligas pertencem a uma classe de materiais desenvolvidos para aplicações em elevadas temperaturas, geralmente são compostas por elementos da família VIII A e são caracterizadas por apresentarem boas propriedades mecânicas e estabilidade superficial (SIMS, et al., 1987).

Elas são empregadas na formar de ligas fundidas ou forjadas. São utilizados na fabricação de componentes para aeronaves, equipamentos na indústria química e petroquímica, dispositivos automotivos, componentes para usinas de turbina a vapor e de reatores nucleares, em aplicações biomédicas e outras situações com condições severas de temperatura e ambiente (DONACHIE, et al., 2002; REED, 2006).

São classificadas em três grandes grupos: as superligas a base de níquel, as superligas a base de cobalto e as superligas a base de ferro. As superligas a base de ferro possuem características metalúrgicas semelhantes às superligas a base de níquel, mas contém quantidade consideravelmente alta de ferro, e são chamadas de superligas a base de níquel-ferro (SIMS, et al., 1987).

De formar geral, as superligas são compostas por uma matriz austenítica cúbica de face centrada (CFC), chamada de fase gama Ɣ, e por diversos tipos de fases secundárias. As fases que influenciam nas propriedades das superligas são os carbonetos do tipo M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_6C e MC que estão presentes em todas as superligas. Adicionalmente aos carbonetos, as superligas a base de níquel e níquel-ferro contem as fases Ɣ’ formada por $Ni_3(Al, Ti)$ de estrutura CFC, a fase Ɣ’’ – Ni_3Nb com estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), a fase η – Ni_3Ti hexagonal e uma fase de estrutura ortorrômbica δ – Ni_3Nb (DAVIS, 2000).

As duas principais formas de endurecimento das superligas são através da precipitação de fases secundárias e pela formação de solução sólida. Desta maneira, as superligas a base de níquel e níquel-ferro são endurecidas principalmente por solução sólida, precipitação das fases Y’ e Y’’ e carbonetos, enquanto as superligas a base de cobalto são endurecidas tanto por formação de solução sólida e por precipitação de carbonetos (WATSON, 2011).

Através da Figura 10 é possível observar o comportamento da tensão de ruptura das superligas em diversas temperaturas em função do tipo de endurecimento. As superligas a base de níquel e níquel-ferro endurecidos por precipitação de fases secundárias apresentam maiores tensões de ruptura em comparação com as endurecidas apenas por formação de solução sólida, enquanto as superligas de cobalto endurecidas pela presença de carbonetos possuem comportamento intermediário (DONACHIE, et al., 2002; WATSON, 2011).

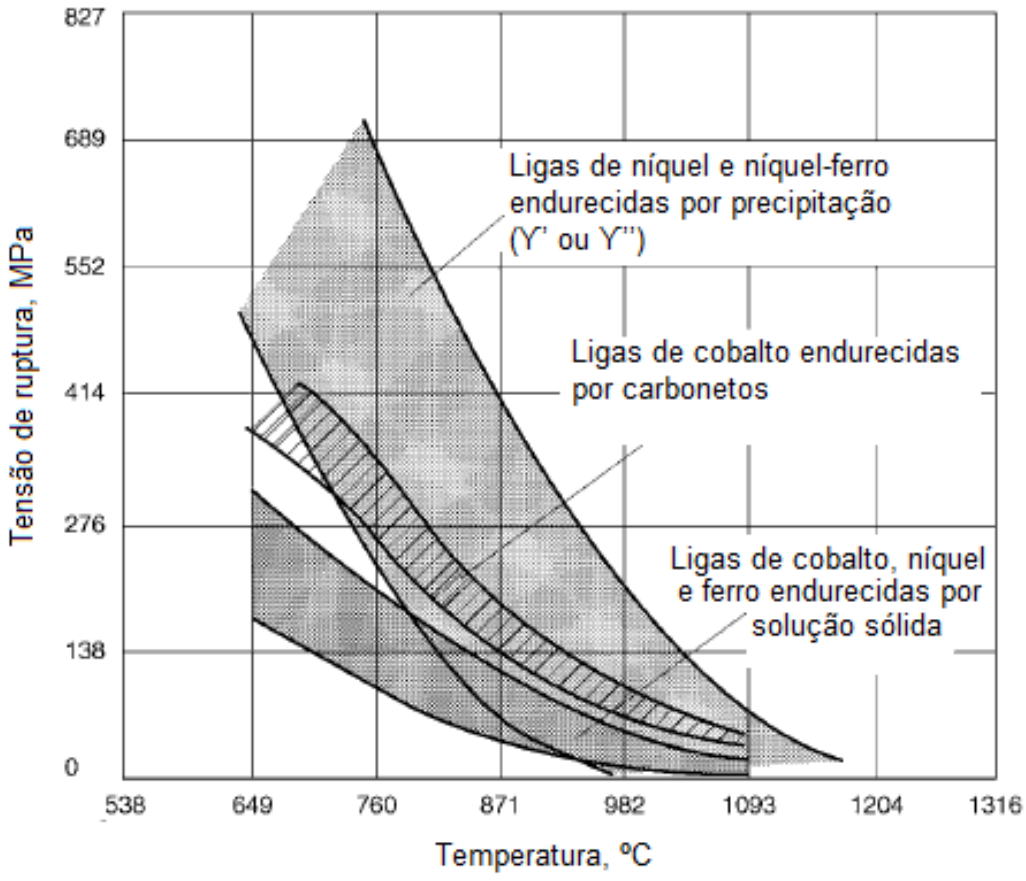


Figura 10 - Efeito do endurecimento nas superligas. Fonte: (DONACHIE, et al., 2002).

A inclusão de elementos de liga irá promover diferentes características para as superligas. O endurecimento por solução sólida dar-se-á através do molibdênio, tungstênio e tântalo, enquanto o endurecimento por formação de segunda fase nas superligas a base de níquel e níquel-ferro é pela presença de alumínio, titânio e nióbio (DAVIS, 2000).

Adição de carbono é importante para a formação dos carbonetos, que ocorre preferencialmente nos contornos de grãos das ligas fundidas conferido as características de resistência e ductilidade desejadas. Os principais carbonetos encontrados são o de cromo ($M_{23}C_6$, M_7C_3), titânio, tântalo, nióbio e háfnio (MC) e os de molibdênio e tungstênio (M_6C) (DONACHIE, et al., 2002; DAVIS, 2000; ASM-INTERNATIONAL, 1990).

2.2.1 Superligas a base de cobalto

As superligas a base de cobalto podem ser classificadas em ligas resistentes ao desgaste, resistentes ao calor e as resistentes à corrosão, características que se mantém estáveis mesmo em serviços com elevadas temperaturas (WATSON, 2011).

As ligas resistentes ao desgaste são conhecidas por ter alto teor de carbono em sua composição, favorecendo a precipitação dos carbonetos, enquanto que as resistentes à corrosão e as resistentes ao calor possuem baixo teor de carbono (ASM-INTERNATIONAL, 1990).

As Tabelas 1 e 2 apresentam composições típicas de algumas ligas à base de cobalto pertencente a essas três categorias.

Tabela 1 - Composição de algumas ligas a base de cobalto resistente ao desgaste

Nome comercial	Composição Nominal, %									
	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn	Outros
Ligas a base de cobalto resistente ao desgaste										
Stellite 1	bal	31	12,5	1(max)	2,4	3(max)	3(max)	2(max)	1(max)	-
Stellite 6	bal	28	4,5	1(max)	1,2	3(max)	3(max)	2(max)	1(max)	-
Stellite 12	bal	30	8,3	1(max)	1,4	3(max)	3(max)	2(max)	1(max)	-
Stellite 21	bal	28	-	5,5	0,25	2(max)	2,5	2(max)	1(max)	-
Haynes alloy 6b	bal	30	4	1	1,1	3(max)	2,5	0,7	1,5	-
Tribaloy T-800	bal	18	-	29	-	-	-	3,5	-	-
Stellite F	bal	25	12,3	1(max)	1,75	3(max)	3	2(max)	1(max)	-
Stellite 4	bal	30	14	1(max)	0,57	3(max)	3	2(max)	1(max)	-
Stellite 190	bal	26	14,5	1(max)	3,3	3(max)	3(max)	2(max)	1(max)	-
Stellite 6K	bal	31	4,5	1,5	1,6	3(max)	3(max)	2(max)	2(max)	-

Fonte: Adaptado de (ASM INTERNATIONAL, 1992).

Tabela 2 - Composição de algumas ligas a base de cobalto resistente ao calor e à corrosão

Nome comercial	Composição Nominal, %									
	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn	Outros
Ligas a base de cobalto resistente ao calor										
Haynes alloy 25	bal	20	15	-	0,10	3(max)	10	1(max)	1,5	-
Haynes alloy 188	bal	22	14	-	0,10	3(max)	22	0,35	1,25	0,05 La
MAR-M alloy 509	bal	23	7	-	0,60	1,5	10	0,4	0,1	3,5 Ta, 0,2 Ti, 0,5 Zr
Ligas a base de cobalto resistente à corrosão										
MP35N, Multiphase alloy	bal	20	-	10	-	-	35	-	-	-
Haynes alloy 1233	bal	26	2	5	0,08	3	9	-	-	0,1 N

Fonte: Adaptado de (ASM INTERNATIONAL, 1992).

As propriedades dessas ligas são influenciadas pela natureza cristalográfica do cobalto, que possui estrutura cristalina austenítica cúbica de face centrada (CFC) em elevadas temperatura, denominada de fase ϒ, e estrutura hexagonal compacta (HC), denominada de fase ε, em temperaturas baixas. A transformação alotrópica do cobalto puro ocorre a 417 °C e exibe reversibilidade durante o ciclo de temperatura. Ela ocorre por cisalhamento e é dita ser uma transformação martensítica que envolve a transformação de uma fase CFC, com sequência de empilhamento ABCABCABC, para estrutura HC com sequência ABABABAB. Essa transformação implica em um rearranjo por deslizamento na sequência de empilhamento dos planos cristalográficos (SIMS, et al., 1987; SANTOS, 2006).

O grau de formação da fase ε durante o resfriamento depende tanto da quantidade de impurezas presentes na liga quanto do tamanho do grão inicial do material, sendo que a presença de grãos finos e o alto teor de impurezas tendem a inibir essa transformação. Elementos de ligas como o níquel, o ferro e o carbono atuam como agentes estabilizantes da fase austenítica, suprimindo a transformação de estrutura CFC para HC. De fato, o que se observa é que a transformação se torna extremamente suavizada, e por esse motivo a maioria das ligas a base de cobalto apresenta uma estrutura CFC metaestável em temperatura ambiente. Entretanto, a realização de trabalho a frio, poderá fornecer a energia necessária para completar a reação de transformação através da imposição de tensões cisalhantes (DAVIS, 1997).

Outro aspecto da transformação alotrópica está relacionado com a falha de empilhamento que ocorre na matriz austenítica do cobalto. O grau da falha de empilhamento é função da temperatura, das tensões aplicadas e da composição da liga. A Figura 11 apresenta a tendência da reação de transformação alotrópica HC – CFC ocorrer em função dos elementos de liga presentes e sua consequência na energia de falha de empilhamento (EFE) no cobalto.

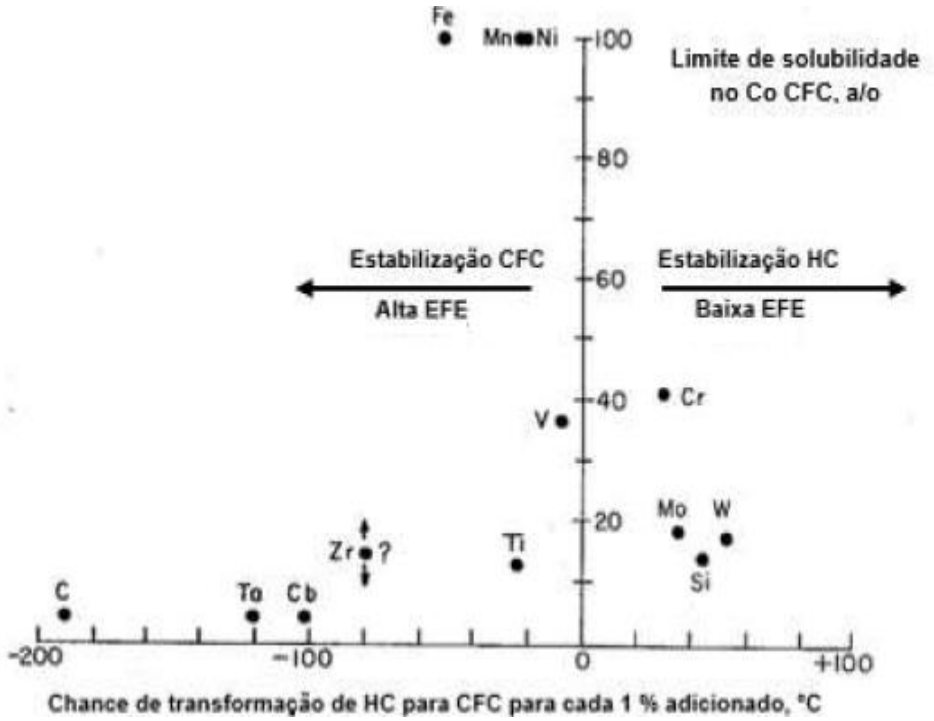


Figura 11 - Influência dos elementos de liga na transformação HC-CFC em função da solubilidade no cobalto. Fonte: (MORRAL 1967 apud Sims et al. 1987).

Elementos de ligas como níquel, ferro, manganês e carbono tem uma tendência de aumentar a EFE com uma consequente estabilização da fase austenítica CFC, enquanto adição de elementos como cromo, molibdênio e tungstênio diminui a EFE e tendem a estabilizar a fase de estrutura hexagonal compacta como pode ser observada (SIMS, et al., 1987).

As superligas a base de cobalto são endurecidas através da formação de solução sólida substitucional com os elementos cromo, tungstênio e molibdênio e também através da precipitação de carbonetos (DAVIS, 2000).

A seguir abordaremos sobre as ligas de cobalto resistentes ao desgaste e a influência dos elementos de liga.

2.2.2 Stellites

Dentre as ligas de cobalto resistentes ao desgaste apresentadas na Tabela 1, se observa que a principal diferença entre as ligas chamadas Stellites está na concentração de carbono presente em cada uma delas, consequentemente, a fração volumétrica de carbonetos formados em cada liga será diferente (SIMS, et al., 1987). Além do carbono, as ligas Stellites possuem quantidades diferentes de cromo, tungstênio, molibdênio, níquel, ferro, alumínio, manganês, silício, boro e titânio (ZHANG, et al., 2012).

A diferença nas quantidades de elementos de liga interfere na formação dos carbonetos e na microestrutura das ligas Stellites. Os principais carbonetos formados nas ligas Stellites são do tipo M_7C_3, $M_{23}C_6$, MC, M_6C, sendo o tamanho e as formas dos carbonetos evidentemente influenciadas pela taxa de resfriamento (DAVIS, 2000; ZHANG, et al., 2012).

O cromo é o elemento de liga que aparecer em maior concentração nas ligas Stellites, por conseguinte, é o principal formador de carbonetos nessas ligas e o mais importante elemento de liga presente na matriz promovendo endurecimento por solução sólida e ao mesmo tempo confere resistência à corrosão e à oxidação. O principal carboneto de cromo formado é do tipo Cr_7C_3, apesar de que carboneto do tipo $Cr_{23}C_6$ também é encontrado em Stellite 21 (DAVIS, 1997).

A precipitação de carbonetos de molibdênio e tungstênio ocorre no tipo M_6C, dando origem a Mo_6C e W_6C. Além do endurecimento pela precipitação de carbonetos, esse dois elementos fomentam o endurecimento da matriz ocasionada pelo tamanho do raio atômico que impedem o deslocamento das discordâncias quando estão presentes como soluto (DAVIS, 1997).

A microestrutura dessas ligas também é influenciada pela a concentração de carbono. Como pode ser observado na Figura 12, que apresenta o diagrama de fase pseudobinário do sistema quaternário Co-Cr-C-W, proposto por Frenk e Kurz, existe uma reação eutética para a concentração de carbono de aproximadamente 2,6% em peso em uma temperatura de 1572 K. Assim,

considera se que a solidificação das ligas Stellites ocorre de acordo com o pseudodiagrama entre a fase austenítica rica em cobalto CFC e a fase do carboneto M_7C_3 (FRENK, et al., 1993; FALLAH, et al., 2010; FRENK, 1992).

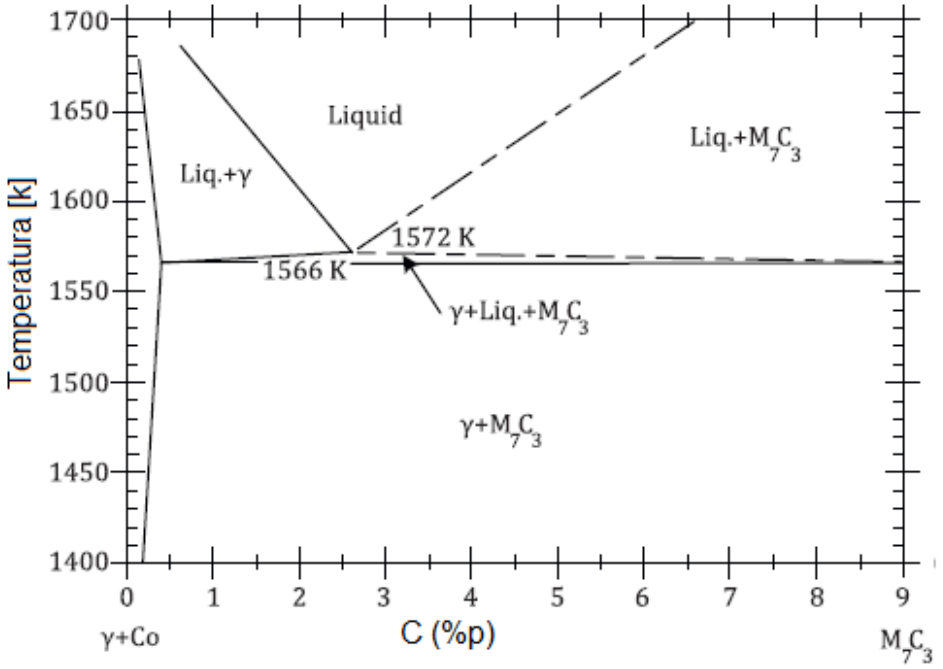


Figura 12 - Diagrama de fase quaternário Co-Cr-C-W. Fonte: (FRENK e KURZ, 1993).

Observa-se pelo diagrama que para as ligas com teor de carbono menor que aproximadamente 2% em peso temos as denominadas ligas hipoeutéticas que são formadas por dendritas primárias de cobalto com estrutura CFC cercadas por uma rede de carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3. A Figura 13 apresenta a micrografia de um revestimento de Stellite 6 depositada por *gás tungsten arc welding* (GTAW) possuindo aproximadamente 1,28% em peso de carbono. Pode se observar que a microestrutura é formada por dendritas primárias uniformes, região denominada 1, rica em cobalto e por precipitação de fases secundárias eutéticas interdendritica, regiões 2 e 3. Segundo Mirshekari, et al. (2017), a região 2 é composta por carbonetos do tipo M_6C ricos em tungstênio e molibdênio e a região 3 composta por carbonetos eutéticos ricos em cromo do tipo M_7C_3 que aparece em maior quantidade.

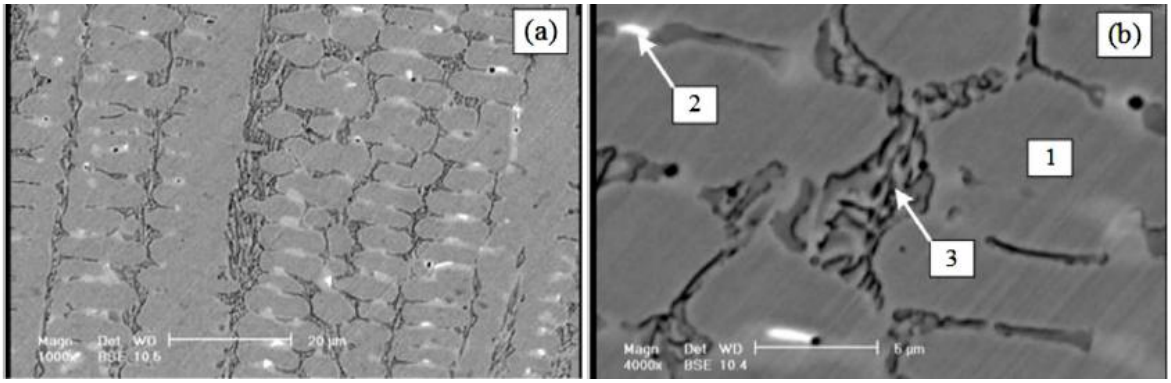


Figura 13 - Microestrutura dendrítica da liga Stellite 6 depositado sobre aço inoxidável martensítico AISI 420. a) dendritas primárias com carbonetos eutéticos b) localização das diferentes regiões. Fonte: (MIRSHEKARI, et al., 2017).

Para concentrações de carbono maiores que a concentração eutética, as ligas são classificadas como ligas hipereutéticas tendo a microestrutura formada por uma matriz eutética interdendritica com carbonetos primários do tipo M_7C_3 dispersos (ZHANG, et al., 2012; FRENK, et al., 1993).

2.2.3 Ligas de Co-Cr-Fe

Além das superligas de cobalto apresentadas na seção anterior, existe outra classe de ligas de cobalto pertencente ao sistema ternário Co-Cr-Fe que são conhecidas por apresentarem elevada resistência à corrosão em elevadas temperaturas (DAVIS, 2000).

Segundo Deal et al. (2007), duas formas comerciais de ligas desse sistema ternário são as ligas conhecidas como Stellite 250 com composição Co-28Cr-23Fe e a UMCo 50 que possui composição Co-28Cr-20Fe-3Ni-1,5Mo. Essas ligas são produzidas na forma fundida e forjada, respectivamente.

As composições químicas para essas duas ligas são apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição das ligas do sistema Co-Cr-Fe

Nome comercial	**Composição Nominal, %**									
	Co	**Cr**	**W**	**Mo**	**C**	**Fe**	**Ni**	**Si**	**Mn**	**Outros**
					Ligas Co-Cr-Fe					
Stellite 250	bal	28	-	-	0,1	21	-	< 1,0		
UMCo-50	48-52	27-29	-	-	0,12 (max)	21	-	1(max)	1(max)	-

Fonte: Adaptado de (DAVIS, 2000)

É importante ressaltar que a produção literária a respeito dessas ligas ainda é escassa, dessa maneira, estes materiais são passiveis de investigação mais detalhadas em relação a microestruturas e comportamento tribológico em diversos tribossistemas.

2.3 TRIBOLOGIA

Tribologia, segundo Jost (1990), pode ser definido como a ciência e tecnologia de superfícies que interagem em movimento relativo e de práticas e estudos associados. A palavra tribologia é de origem grega com *tribos* significando esfregar e *logos* que significa estudo, teve seu conceito anunciado pela primeira vez em 1966 no relatório do Comitê do Departamento Britânico de Educação e Ciência.

A tribologia aborda três grandes áreas: o atrito, o desgaste e a lubrificação. Os fenômenos relacionados ao atrito e ao desgaste são sistêmicos e por isso depende de um conjunto de variáveis associada a cada tribossistema (ZUM GAHR, 1987).

2.3.1 Desgaste

Desgaste pode ser definido com o dano causado a uma superfície sólida, geralmente envolvendo perda progressiva de massa do material, devido ao movimento relativo entre essa superfície e uma substância de contato (HUTCHINGS, 2001).

Os processos de desgaste estão presentes em diversas aplicações que envolvem movimento relativo entre superfícies, tais como um pistão deslizando dentro de um cilindro, discos de freios automotivos interagindo com as pastilhas de freio e até mesmo em processos de manufatura (HUTCHINGS, 2001).

Segundo Hutchings (1992), existem vários tipos de desgaste que são comumente encontrados em sistemas mecânicos e que podem ser distinguidos mediante as diferentes condições em que os materiais estão submetidos.

A seção seguinte abordará o desgaste que é causado devido à presença de partículas duras existentes entre duas superfícies que possuem movimento relativo entre si ou pelas próprias asperezas da superfície. Este desgaste é denominado de desgaste abrasivo e será conceituado a seguir.

2.3.2 Desgaste abrasivo

Desgaste abrasivo é definido como o deslocamento ou remoção de material da superfície devido à presença de partículas duras que estão localizadas entre duas superfícies, ou por asperezas duras presente no contracorpo, e que são forçadas durante o deslizamento (ZUM GAHR, 1987).

Desgaste abrasivo pode ser classificado em dois modos de desgaste distintos: desgaste abrasivo a dois corpos, também denominado de riscamento, e o desgaste abrasivo a três corpos, também denominado de rolamento. Na abrasão por riscamento, uma superfície rugosa ou partículas abrasivas fixas deslizam

através da superfície removendo material. Enquanto na abrasão por rolamento, as partículas abrasivas estão soltas e podem se mover em relação uma à outra e, possivelmente, girar ao mesmo tempo em que deslizam pela superfície de desgaste (MISRA, et al., 1980; STACHOWIAK, et al., 2004).

A Figura 14 apresenta de maneira esquemática os dois modos de desgaste abrasivo descritos.

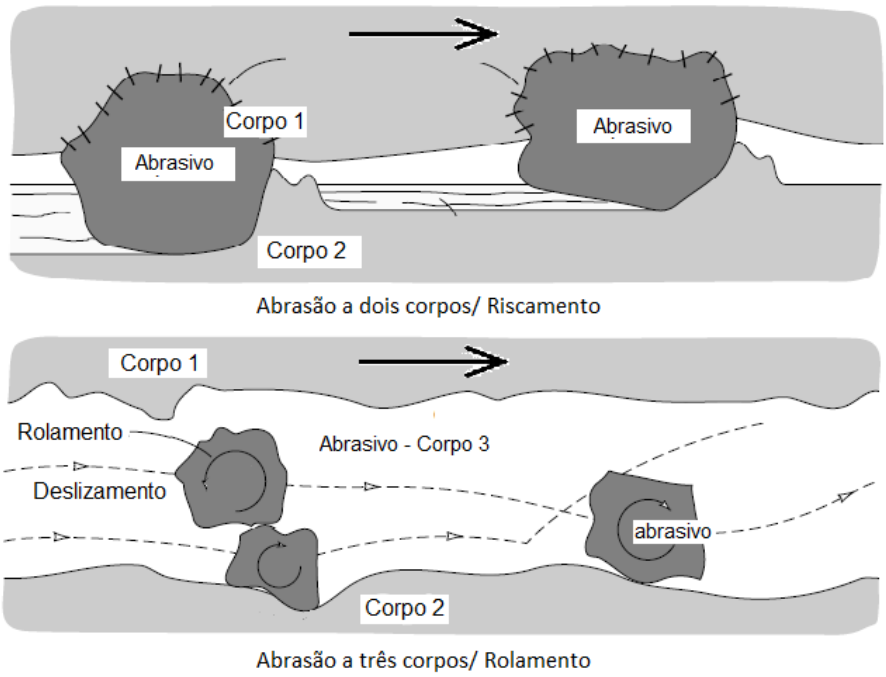


Figura 14 – Modos de desgaste abrasivo a dois corpos/riscamento e a três corpos/rolamento. Fonte: Adaptado (STACHOWIAK, et al., 2005).

Esse processo de desgaste pode apresentar diferentes mecanismos de desgaste atuante e de maneira concomitante, tendo cada mecanismo uma característica específica. As partículas abrasivas ou asperezas podem promover a remoção do material da superfície através de microcorte, microssulcamento, microtrincamento, ou pela remoção de grãos individuais.

A Figura 15 apresenta de maneira esquemática os mecanismos de remoção de material em abrasão. Os dois primeiros mecanismos são predominantes em materiais dúcteis ou ditos mecanismos de desgaste viés deformação plástica e os

dois últimos em materiais frágeis ou mecanismos de desgaste viés fratura frágil (STACHOWIAK, et al., 2005).

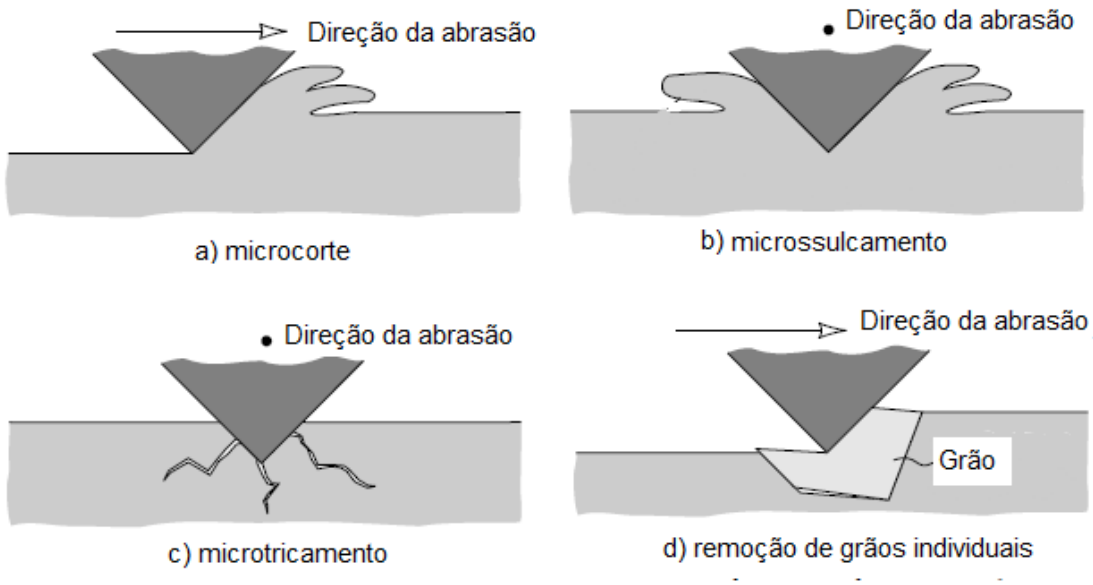


Figura 15 - Mecanismo de desgaste abrasivo. a) microcorte b) microssulcamento c) microtrincamento d) remoção de grãos individuais. Fonte: Adaptado de (STACHOWIAK, et al., 2005).

O mecanismo de microcorte puro apresentado na Figura 15.a é caracterizado por ter todo o volume de material deslocado pela partícula sendo removido como debris de desgaste. A Figura 15.b mostra um modelo ideal de microssulcamento. Nesse mecanismo apenas ocorrer deformação plástica do material que está sendo deslocado para as regiões adjacentes ao sulco formado devido ao passe de um único abrasivo, sem ocorrer formação de debris. Em situações de passagem sucessivas de partículas abrasivas durante o microssulcamento, pode ocorre a formação de debris de desgaste devido à fadiga do material.

O microtrincamento, apresentado na Figura 15.c, irá ocorre quando altas concentrações de tensões são impostas pelas partículas abrasivas e isso leva a nucleação e propagação de trincas. Essas trincas possuem a tendência de crescerem até a superfície e promover a remoção de grande quantidade de material. Na Figura 15.d representa o desprendimento de grãos inteiros. É um mecanismo relativamente raro de desgaste e que atua principalmente em materiais cerâmicos, onde os contornos de grãos são relativamente fracos (STACHOWIAK, et al., 2005).

2.3.2.1 Modelo analítico do desgaste abrasivo

No modelo analítico proposto por Rabinowicz (1995) para quantificar o desgaste abrasivo, considera que uma partícula abrasiva ou aspereza dura pertencente à superfície possui o formato de um indentador cônico e está sendo deslizado através de uma superfície dúctil que escoa plasticamente a uma pressão de indentação P, formando um sulco de desgaste no material, como pode ser visto na Figura 16.

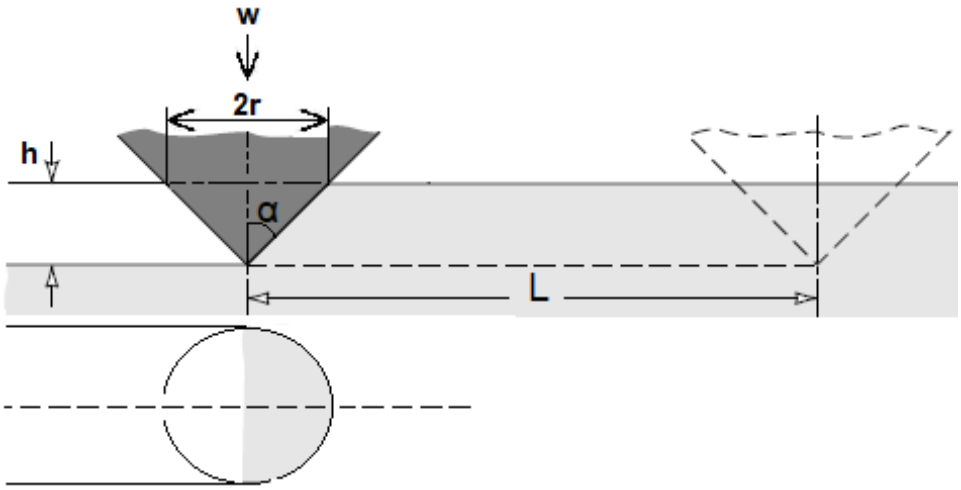


Figura 16 - Modelo para desgaste abrasivo por uma partícula abrasiva. Fonte: adaptado de (STACHOWIAK, et al., 2005).

A pressão desenvolvida durante o deslizamento é considerado ser suportada apenas pela parte frontal da superfície, onde ocorre efetivamente o contato entre aspereza e a superfície, portanto, segundo Hutchings (1992), o carregamento por partícula w é determinado por:

$$w = \frac{1}{2} P \pi r^2 = \frac{1}{2} P \pi \left(h \tan \alpha\right)^2 \quad (3)$$

O volume deslocado por cada partícula do sulco ao deslizar por uma distância L pode ser dada pela equação abaixo:

$$v = Lrh = Lh^2 \tan\alpha \tag{4}$$

Considerando que apenas uma determinada proporção η de material deslocado durante o desgaste é efetivamente removida como debris de desgaste, pois dependerá dos micromecanismos que estarão efetivamente atuantes, o volume de debris q produzido pode ser escrito como: (HUTCHINGS, 1992; ARCHARD, et al., 1970).

$$q = \eta Lh^2 \tan\alpha \tag{5}$$

Trabalhando com a equação (3) para obter uma expressão para o valor de h e substituindo-a na equação (5), é possível reescrever a equação para o volume debris produzido por cada partícula abrasiva por distância deslizada como:

$$q = \frac{2\eta w}{\pi P \tan\alpha} \tag{6}$$

Fazendo os somatórios dos volumes removidos por todas as partículas abrasivas que atuam sobre a superfície e assumindo que a pressão de contato é aproximadamente igual o valor da dureza de penetração do material (P ≈ H), temos que o volume total removido por distância deslizada Q é dada pela equação (7).

$$Q = \frac{KW}{H} \tag{7}$$

Na equação (7), W é a carga total aplicada sobre a superfície e K é o coeficiente de desgaste adimensional que é expresso em termos da geometria da partícula abrasiva e da fração de volume deslocado que é efetivamente removido. Pela equação acima é possível observar que, para o domínio de mecanismos plásticos atuantes no desgaste, o volume desgastado é linearmente proporcional à carga aplicada e inversamente proporcional a dureza do material (HUTCHINGS, 1992).

Em algumas situações, Kassman, et al. (1991) cita que o coeficiente de desgaste K é expresso como parâmetro dimensional sendo dada por:

$$k = \frac{K}{H} \tag{8}$$

Onde k é o coeficiente de desgaste dimensional, ou taxa de desgaste em abrasão, expresso normalmente em unidades de mm^3 $(Nm)^{-1}$. Reescrevendo a equação do volume total removido por distância deslizada em função do coeficiente de desgaste dimensional, temos: (KASSMAN, et al., 1991).

$$Q = kW \tag{9}$$

2.4 ENSAIO DE MICROABRASÃO

O ensaio de microabrasão é amplamente usado para avaliação do comportamento tribológico em microescala. Durante o ensaio ocorre o desgaste abrasivo localizado e, por esse motivo, é aplicado geralmente quando se possui amostras pequenas e para estudo de revestimentos finos (GANT, et al., 2011).

O princípio do ensaio de microabrasão consiste em pressionar uma esfera rotativa sobre a superfície de uma amostra na presença de uma suspensão de lama

abrasiva, que deve ser continuamente alimentada na interface de contato entre a esfera e a superfície ensaiada (GEE, et al., 2002).

Durante o ensaio ocorre à formação de uma impressão de desgaste, também chamada de calota de desgaste, que é assumida ter a mesma geometria da esfera de ensaio (GANT, et al., 2011; GEE, et al., 2002).

A Figura 17 apresenta esquematicamente o princípio do ensaio de microabrasão.

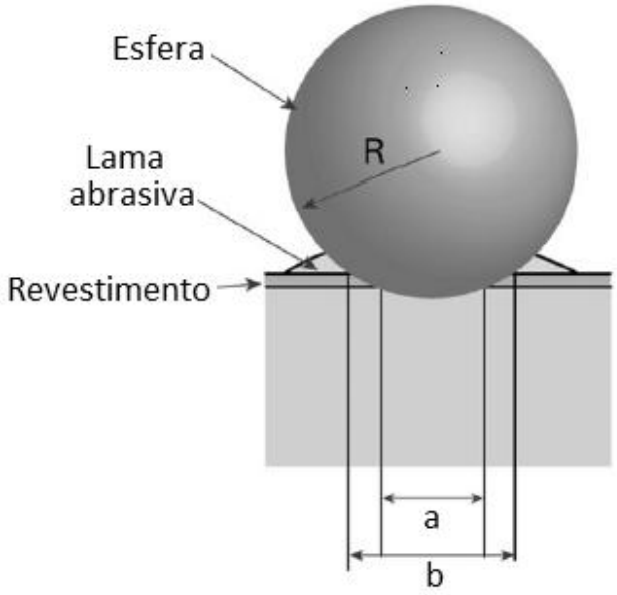


Figura 17 - Diagrama esquemático do ensaio de microabrasão. Fonte: (GANT, et al., 2011)

Por meio da medição do diâmetro da calota produzida, torna se possível determinar o coeficiente de desgaste de revestimentos finos e de diversos materiais e, adicionalmente, pode-se comparar o comportamento tribológico dos materiais quando os ensaios são executados sob as mesmas condições (GANT, et al., 2011).

2.4.1 Configurações de ensaio

Existem algumas variações na configuração do ensaio de microabrasão, entretanto dois tipos vêm sendo amplamente utilizados: o sistema de esfera livre e o sistema de esfera fixa, sendo a principal diferença a maneira no qual a esfera é girada sobre a amostra (ALLSOPP, et al., 1998).

2.4.1.1 Configuração: esfera livre

No ensaio de esfera livre, esquematicamente apresentado na Figura 18, a esfera de ensaio é girada através da força de atrito que se desenvolve na região de contato entre a esfera e o eixo entalhado.

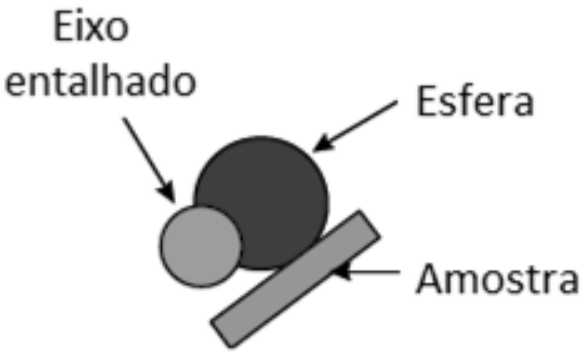


Figura 18 - Ensaio microabrasão: sistema de esfera livre. Fonte: (GEE, et al., 2003).

Uma limitação dessa configuração é a possibilidade de deslizamento ocorrer na região de contato entre a esfera e o eixo, pois a esfera não é diretamente rotacionada, gerando incertezas nos parâmetros de ensaio, por exemplo, no número de revoluções da esfera e na distância deslizada (KUSANO, et al., 2005; GEE, et al., 2003).

A carga normal é fornecida pelo próprio peso morto da esfera sobre a amostra, e pode ser variado com a alteração do ângulo de inclinação da amostra. Todavia, à medida que a carga é aumenta através da diminuição do ângulo de inclinação, existe uma tendência de ocorrer deslizamento da esfera sobre a amostra e isso pode levar a formação de calota de desgaste não esférica, sendo assim outra limitação dessa configuração (KUSANO, et al., 2005; GEE, et al., 2002).

2.4.1.2 Configuração: esfera fixa

Na configuração de esfera fixa, a esfera é pressionada entre dois eixos coaxiais que promovem a rotação da esfera de maneira direta. Através de um anel de borracha colocado entre o eixo rotativo e a esfera, elimina-se a possibilidade de ocorre deslizamento na região de contato, permitindo assim, que o número de revoluções da esfera e a distância deslizada sejam determinados com precisão. A Figura 19 apresenta de maneira esquemática essa configuração de ensaio.

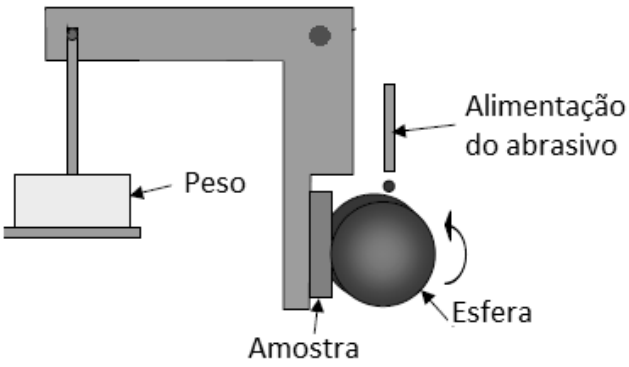


Figura 19 - Ensaio microabrasão: sistema de esfera fixa. Fonte: (GEE, et al., 2003)

A interface de contato esfera/amostra é ininterruptamente alimentada pela lama abrasiva. A esfera é pressionada contra a amostra pela região lateral através dos pesos de ensaio que são colocados no suporte de carga, o que permite que a

carga de ensaio exceda o peso da esfera de ensaio (GEE, et al., 2003; GEE, et al., 2000; KUSANO, et al., 2005).

2.5 MODO DE DESGASTE EM MICROABRASÃO

Para o ensaio de microabrasão, dois principais modos de desgaste vêm sendo mencionados por vários autores Gant, et al. (2011), Trezona, et al. (1999), Adachi, et al. (2003) e Hutchings, et al. (1999). O regime de desgaste a dois corpos, identificado também como riscamento, e o regime de desgaste a três corpos, identificado também como rolamento, ou ainda um regime caracterizado pela presença concomitante dos dois mecanismos anteriores no qual produz um modo de desgaste misto.

A Figura 20 apresenta uma imagem de microscopia ótica de uma superfície desgasta de polimetilmetacrilato (PMMA) ensaiado em diferentes condições para evidenciar os mecanismos de desgaste (ADACHI, et al., 2003).

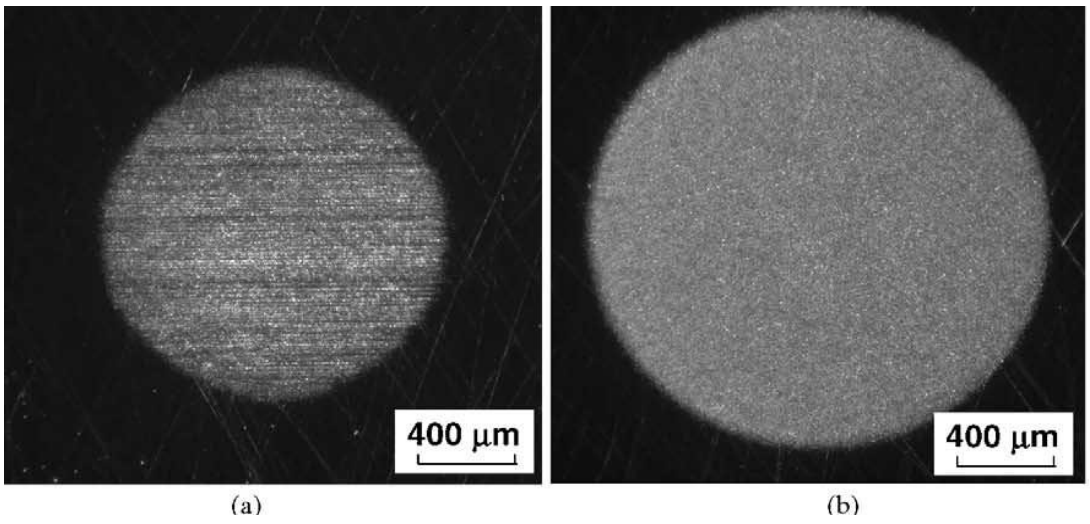


Figura 20 - Modo de desgaste em microabrasão. a) abrasão a dois corpos ou riscamento b) abrasão a três corpos ou rolamento. Fonte: (ADACHI, et al., 2003).

A presença do mecanismo por riscamento tem sido dominante quando se utiliza cargas de ensaio elevadas e/ou baixas concentrações de abrasivo presente na suspensão de lama abrasiva. Nesses casos, os abrasivos tem uma tendência de ficar embutidos na superfície da esfera e atuam como indentadores produzindo vários riscos paralelos sobre a superfície como visto na Figura 20.a e em maior detalhe na Figura 21.a. Ao passo que a abrasão por rolamento ocorre quando se utiliza cargas de ensaios relativamente baixas ou a concentração de abrasivo na suspensão é elevada. Quando esse mecanismo é dominante a superfície apresenta múltiplas indentações, como mostrado na Figura 20.b e 21.b, pois as partículas abrasivas permanecem livres e conseguem rolar entre a esfera de ensaio e a amostra (TREZONA, et al., 1999; ADACHI, et al., 2003; HUTCHINGS, et al., 1999).

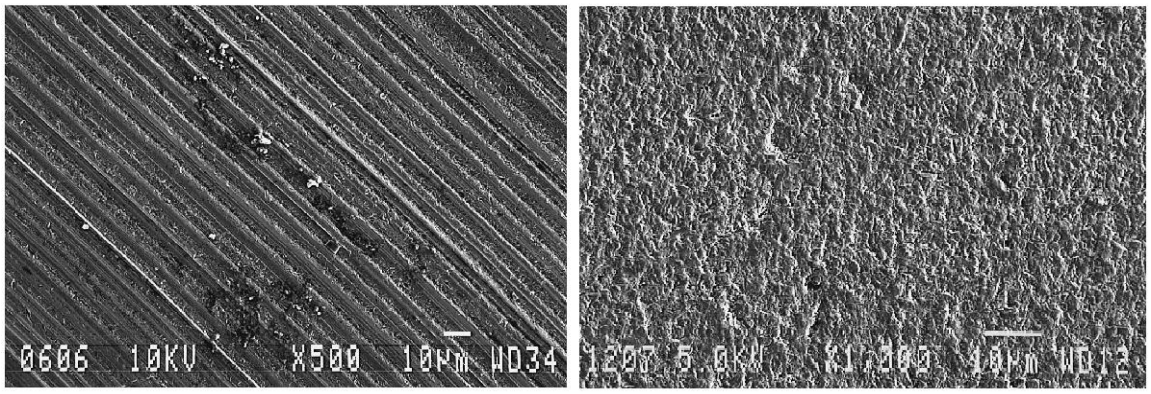


Figura 21 - Modo de desgaste em microabrasão em detalhe. a) abrasão a dois corpos ou riscamento b) abrasão a três corpos ou rolamento. Fonte: (TREZONA, et al., 1999).

Para condições intermediárias de cargas e concentrações, existe uma transição entre os dois mecanismos, surgindo assim uma região que apresenta os dois modos de desgaste de maneira simultânea. A superfície desgastada é caracterizada por apresentar riscos na região central da calota e múltiplas indentações em sentido a região periférica. A presença do mecanismo misto pode ser observada na Figura 22 (ADACHI, et al., 2003).

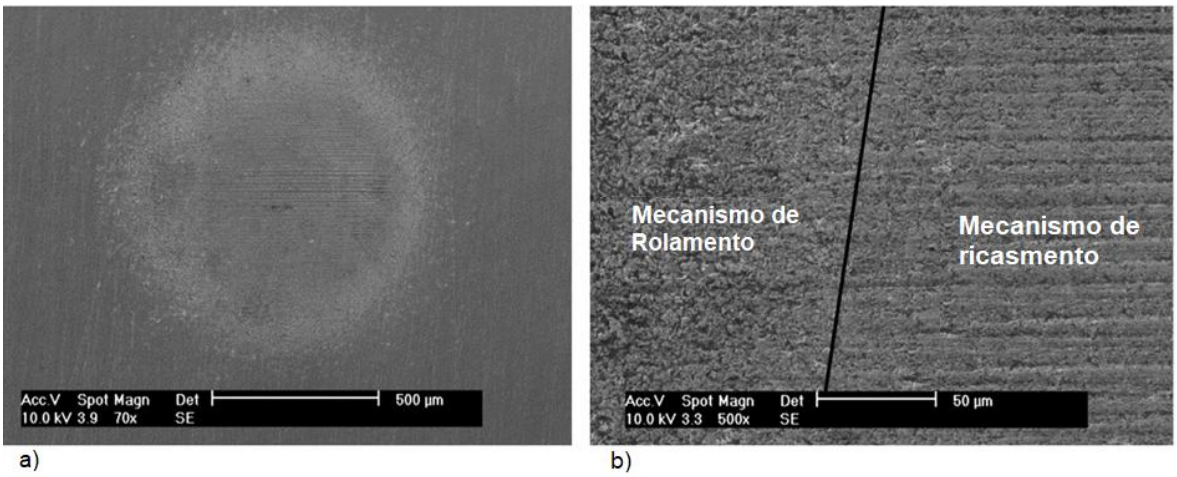


Figura 22 - Modo de desgaste em microabrasão: regime misto. Fonte: (FERNANDES, et al., 2012).

No mapa desgaste produzido por Trezona, et al. (1999), apresentado na Figura 23, é possível observar que a mudança do modo desgaste de riscamento para rolamento, ensaio realizado com uma amostra de aço ferramenta com carbeto de silício (SiC), ocorre quando se diminui a carga ou aumenta a fração do volume de abrasivo, assim, se pode afirma que a transição é dependente da carga de ensaio aplicada e da fração de abrasivo presente na lama.

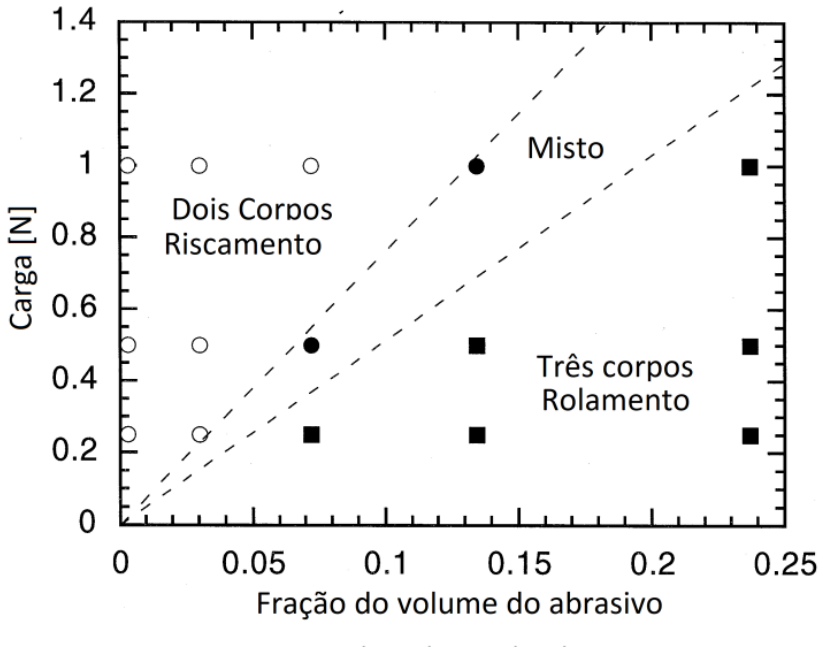


Figura 23 – Mapa de mecanismo de desgaste para ensaio de microabrasão de um aço ferramenta com lama de SiC. Fonte: (TREZONA, et al., 1999).

Adicionalmente, Adachi, et al. (2003) mostraram que a dependência do modo operante com a carga e fração volumétrica do abrasivo não são iguais para diferentes combinações de materiais da esfera e da amostra ensaiada, como pode ser observada na Figura 24.

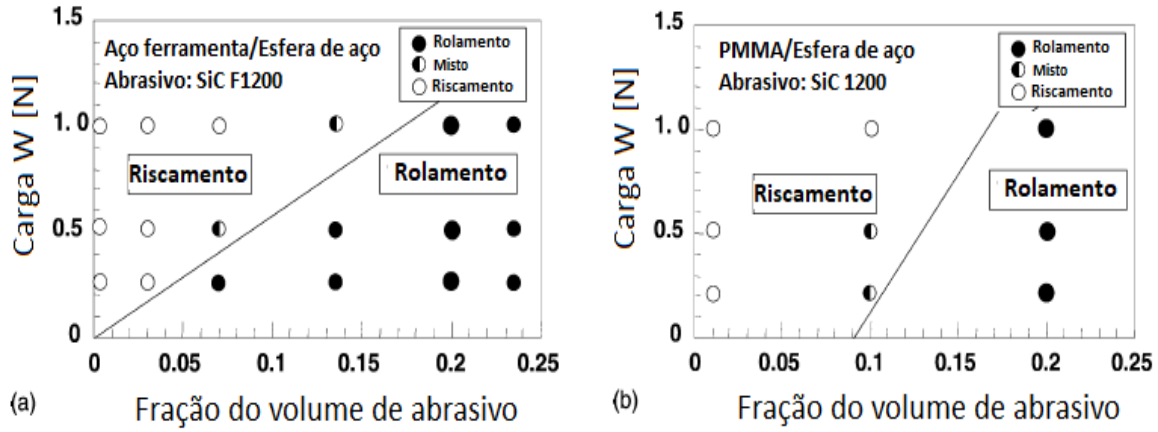


Figura 24 - Modo de desgaste em função da carga e da fração volumétrica do abrasivo para diferentes combinações de materiais. Fonte: (ADACHI, et al., 2003).

Apesar do mapa de desgaste da Figura 24 apresentar regiões com os três mecanismos de desgaste, a região de transição é completamente diferente para cada combinação de material. O mecanismo atuante durante o processo de desgaste em microabrasão deve ser explicado tanto em função da carga aplicada e da concentração de abrasivo quanto em função dos materiais que compõe a esfera e a amostra. Com a finalidade entender essa dependência, os autores citados desenvolveram uma nova abordagem considerando que o modo desgaste depende da maneira que ocorre a movimentação da partícula abrasiva na região de contato.

2.6 SEVERIDADE DE DESGASTE

Como apresentado na seção anterior, pode ocorrer uma modificação no mecanismo de desgaste atuante conforme são mudadas as condições de ensaio. Segundo Williams, et al. (1992), para uma situação de desgaste abrasivo em contatos lubrificados, essa transição está relacionada com o movimento da partícula abrasiva na região de contato. Em seus ensaios, quando a espessura do filme lubrificante era relativamente grande comparado com o tamanho da partícula, a superfície ensaiada apresentava um padrão de desgaste aleatório causado pelo movimento de rolamento das partículas, como se observa na Figura 25.a. Todavia, para a situação em que a espessura do filme lubrificante era pequena, a superfície apresentava vários riscos paralelos proveniente do movimento de deslizamento, apresentado na Figura 25.b..

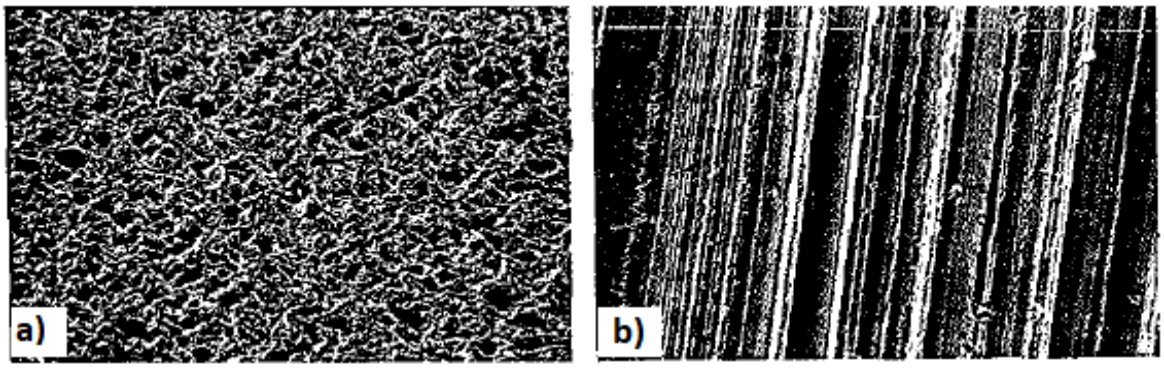


Figura 25 – Mecanismo de desgaste em contatos lubrificados: a) movimento de rolamento b) movimento de deslizamento. Fonte: (WILLIAMS, et al., 1992).

Em sua pesquisa, Williams, et al. (1992), definiram que a mudança no mecanismo está associada com um valor crítico da relação entre a maior dimensão da partícula D e a menor espessura do filme lubrificante h, no qual os autores encontraram o valor de aproximadamente igual a 2 para o ensaio de contatos lubrificados.

Fazendo uso dessas contribuições, Adachi, et al. (2003) desenvolveram um modelo teórico para o movimento das partículas abrasivas em ensaio de microabrasão. A Figura 26 apresenta esquematicamente o modelo proposto pelos autores.

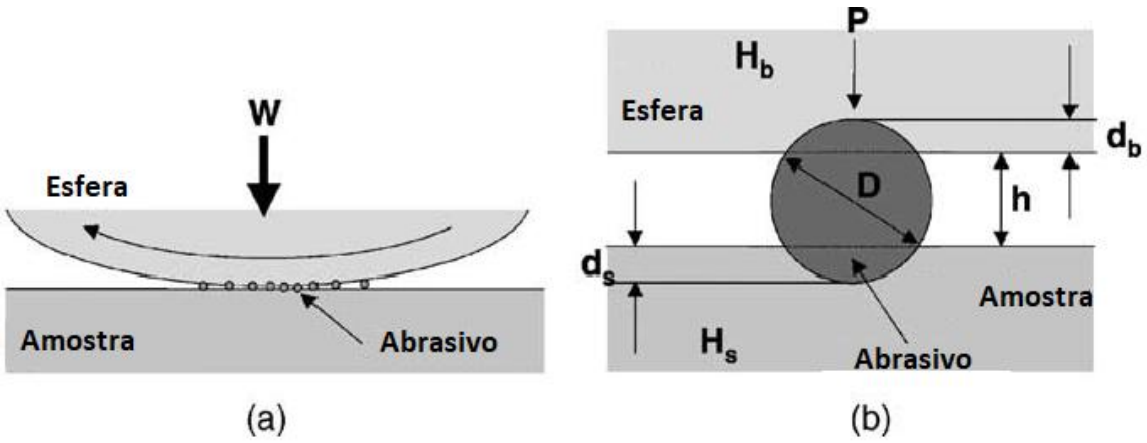


Figura 26 - Modelo teórico do movimento das partículas na interface de contato. a) Visão ampla b) Detalhe da indentação por uma partícula abrasiva. Fonte: (ADACHI, et al., 2003).

A condição crítica para a transição ocorrer é determinada através de um modelo da mecânica do contínuo, utilizando as seguintes considerações:

a) O formato das partículas abrasivas é esférico com diâmetro D e essas não sofrem deformações durante todo o processo de desgaste;

b) A carga aplicada W é distribuída e suportada por todas as partículas abrasivas na região de contato;

c) A concentração de partículas abrasivas na região de contato é proporcional à fração volumétrica de abrasivo na lama abrasiva;

d) A rugosidade da esfera e da amostra são insignificante comparado ao tamanho da partícula;

e) Os efeitos hidrodinâmicos da lama abrasiva são desprezados.

A espessura de separação entre a superfície da esfera e a superfície da amostra, é geometricamente determinada através Figura 26.b, onde:

$$h = D - d_b - d_s \tag{10}$$

Onde d_b e d_s são as profundidade de penetração da partícula abrasiva dentro da esfera e da amostra, respectivamente, e podem ser estimadas considerando que a carga por partícula P é suportada por escoamento plástico na superfície a uma pressão correspondente a dureza de penetração H. Sendo a carga suportada pela parte frontal da partícula esférica sobre uma área projetada A_c dada por:

$$A_c = \frac{\pi D d_s}{2}, \quad d_s \langle\langle D \tag{11}$$

Dessa forma, a profundidade de indentação da partícula sobre a amostra pode ser determinada a partir da relação de dureza da amostra H_s:

$$d_s = 2\frac{P}{\pi D H_s} \tag{12}$$

De maneira similar se pode obter uma expressão para profundidade de indentação sobre a superfície da esfera de dureza H_b:

$$d_b = 2\frac{P}{\pi D H_b} \tag{13}$$

Substituindo as equações (12) e (13) na equação (10), podemos reescrever a distância de separação entre as superfícies:

$$h = D - \frac{2P}{\pi D}\left(\frac{1}{H_b} + \frac{1}{H_s}\right) = D - \frac{2P}{\pi D H'} \tag{14}$$

Onde 1/H’ é a dureza combinada da amostra e da esfera de ensaio:

$$\frac{1}{H'} = \frac{1}{H_b} + \frac{1}{H_s}$$

Além disso, é possível desenvolver uma expressão para determinar a carga aplicada por partícula P através da razão entre a carga aplicada no ensaio W e o número de partículas dentro da região de contato N. Sendo o número de partículas presentes dado por:

$$N = \frac{Acv}{\pi D^2} \tag{15}$$

Onde *A* é a área real de interação entre esfera, partículas e substrato, *c* é a constante de proporcionalidade e *v* a fração volumétrica de abrasivo na lama. Portanto, a carga aplicada por partícula pode ser expressa pela equação (16):

$$P = \frac{\pi W D^2}{Acv} \tag{16}$$

Dessa maneira, substituindo a equação (16) na equação (14), a relação que descreve a separação entre as duas superfícies torna-se:

$$h = D\left(1 - \frac{2W}{AcvH'}\right) \tag{17}$$

Através da relação acima é possível determinar a condição crítica para a mudança no mecanismo de desgaste de riscamento para rolamento que irá ocorrer para um valor crítico da razão D/h. Segundo estudo de Adachi, et al. (2003), a mudança está diretamente relacionado com o segundo termo dentro do parêntese da equação (17). Esse termo, que é adimensional, foi denominado pelos autores de severidade de contato (S) e é integralmente determinado por

variáveis mensuráveis no ensaio, sendo elas: a carga, a fração volumétrica de abrasivo, área real de interação e a dureza combinada dos materiais. Assim, a expressão que exprimi a severidade de contato e dada por:

$$S = \frac{W}{AvH'} \tag{18}$$

Portanto, existe uma transição do modo desgaste atuante quando o valor da severidade de contato alcançar um valor de severidade limite (S*).

Por meio desse novo parâmetro é possível prever o modo de desgaste utilizando o mapa de desgaste que tem como eixos a severidade de contato (S) e a razão entre a dureza da amostra e a dureza da esfera de ensaio (H_s/H_b).

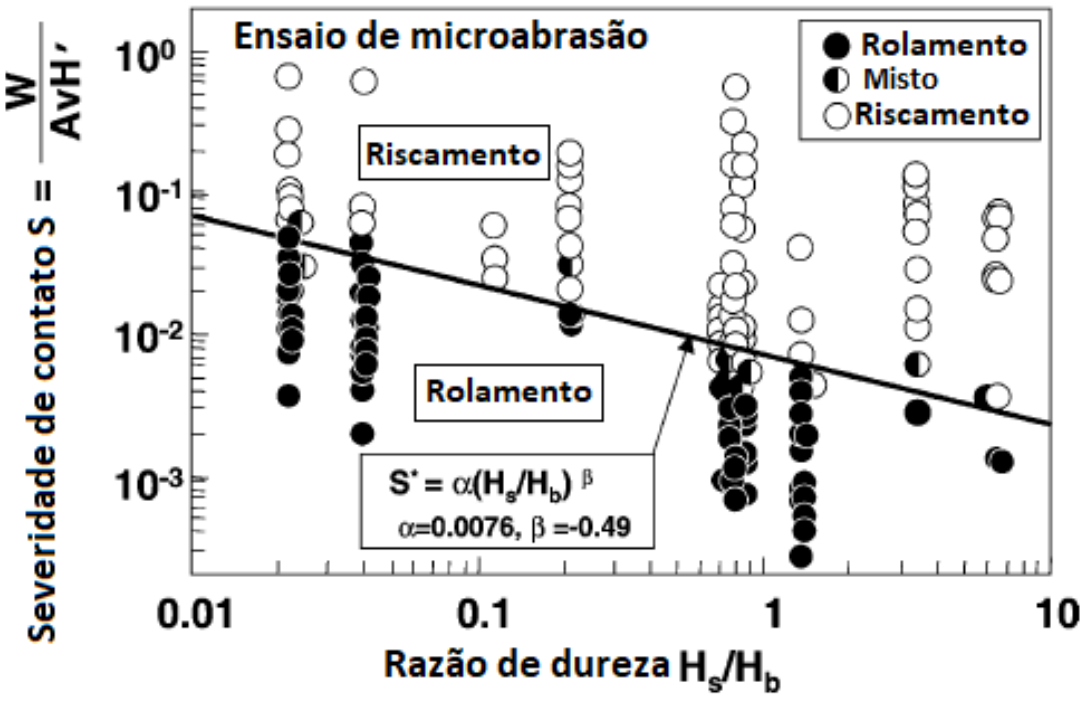


Figura 27 - Mapa de desgaste como função da severidade de contato (S) e da razão de dureza H_s/H_b. Fonte: (ADACHI, et al., 2003).

Observando o mapa de desgaste apresentado na Figura 27, torna-se evidente que o mecanismo de desgaste dominante em microabrasão é função da carga aplicada, da fração volumétrica de abrasivo e dos materiais utilizados para esfera e para o substrato, como proposto anteriormente.

Além de produzir o mapa de desgaste em função da severidade de contato, Adachi, et al. (2003) encontraram uma relação empírica para determinar a ocorrência do mecanismo de rolamento:

$$S = \frac{W}{AvH'} \leq \alpha \left(\frac{H_s}{H_b} \right)^{\beta} \tag{19}$$

Onde α e β são valore empíricos. A relação acima, se mostrou aplicável para diversas condições de ensaio e com diferentes materiais (ADACHI, et al., 2003; GAVA, et al., 2013).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Para o presente trabalho foram selecionadas amostras de superligas de cobalto produzidas pela técnica de revestimento laser cladding e também por fundição. As amostras produzidas por laser cladding foram depositadas sobre discos da amostra fundida da liga identificada como Co30Cr19Fe cuja composição química foi determinada no trabalho de Marques (2017) e está apresentada na Tabela 4.

A análise química de carbono foi realizada para determinar o percentual de carbono através de um analisador de enxofre e carbono da marca Leco (modelo CS 200). Para os demais elementos químicos foi realizada espectrometria a plasma no espectrômetro de plasma Varian (modelo ICP/OES VISTA MPX) e espectrometria de absorção atômica utilizando um espectrômetro de absorção atômica Agilent (modelo 240FS).

Tabela 4 - Composição química da liga Co30Cr19Fe.

Material	**Composição (% em peso)**							
	Co	Cr	Fe	W	Mo	C	Si	Outros
Co30Cr19Fe	47,7	29,8	19,1	0,18	0,33	0,22	0,96	-

Fonte: Adaptado de (MARQUES, 2017).

As amostra foram revestidas por laser cladding com três pós diferentes, Stellite 1, 6 e 12, cuja composição nominal dos pós é apresentada na Tabela 5.

Tabela 5 - Composição química dos pós utilizados para o revestimento por laser cladding.

Material	Composição (% em peso)								
	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Outros
Stellite 1	Bal.	30	13	<1	2,5	<2	<2	<2	<1
Stellite 6	Bal.	28,5	4,6	<1	1,2	<2	<2	<2	<1
Stellite 12	Bal.	30	8,5	<2	1,45	<2	<2	<2	<1

Fonte: (DELORO, 2018).

Além desses materiais, uma liga fundida com percentual de carbono próximo da liga Stellite 1 também foi selecionada, entretanto, os percentuais dos demais elementos são próximos daqueles apresentados pela liga Stellite 6. A sua composição química foi realizada por Marques (2017) e está apresentada na Tabela 6.

Tabela 6 - Composição da liga fundida.

Material	Composição (%p)								
	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Outros
Liga fundida	64,2	24,2	4,2	0,02	2,3	0,65	-	1,25	-

Fonte: Adaptado de (MARQUES, 2017).

Para melhor identificação dos materiais estudados nesse trabalho, a Tabela 7 apresenta a nomenclatura adotada para os 5 materiais selecionados.

Tabela 7 - Nomenclatura adotada para amostras.

Nome Comercial	Identificação
Co30Cr19Fe fundida	Co30Cr19Fe
Stellite 1	ST1
Stellite 6	ST6
Liga fundida	LSF
Stellite 12	ST12

Fonte: Autor.

3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS

Para a caracterização microestrutural dos materiais, as amostras foram observadas no microscópio óptico da marca Nikon (modelo Eclipse MA 200) pertencente ao laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT) da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES) e também através do microscópio de varredura eletrônica (MEV) da marca ZEISS (modelo EVO MA10) do laboratório de microscopia eletrônica e microanálise do Instituto Federal do Espírito Santo (IFES).

Os corpos de prova foram preparados através do processo de lixamento, sequência #220, #320, #500, #800 e #1200, e posteriormente foram polidas utilizando solução de diamante de 3 µm e solução de alumina de 1 µm e 0,3 µm.

Os corpos de prova foram atacados quimicamente para revelar as suas microestruturas. Os procedimentos de ataque foram adaptados de Vander Voort (1984) e ASTM E 407-07 (2011) e estão apresentados na Tabela 8.

Tabela 8 - Ataques químicos utilizados para microscopia.

Amostra	Ataque	Método	Tempo
Co30Cr19Fe	100 mL de HCl + 5 mL de H_2O_2	Imersão	12s
ST1	100 mL de HCl + 5 mL de H_2O_2	Imersão	14s
ST6	5 mL de HCl + 10g de $FeCl_3$ + 100 mL de H_2O	Eletrolítico, 3,8 V	7s
LSF	5 mL de HCl + 10g de $FeCl_3$ + 100 mL de H_2O	Eletrolítico, 3,8 V	7s
ST12	5 mL de HCl + 10g de $FeCl_3$ + 100 mL de H_2O	Eletrolítico, 3,8 V	7s

Fonte: Autor.

Também foi realizada espectrometria de energia dispersiva (EDS) no equipamento EDS X-Max^N, marca Oxford Instrument que está acoplado ao MEV.

Além da determinação da microestrutura presente nas amostras, a microscopia ótica foi utilizada para realizar a medição do espaçamento dos braços dendríticos secundários λ_2, ou SDAS do inglês *secondary dendrite arm spacing*, das amostras com microestrutura dendrítica. Nessas estruturas, o espaçamento dos braços dendríticos secundários é o parâmetro mais comum utilizado para caracterização do refinamento da microestrutura. As medições do espaçamento dos braços dendríticos secundários foram realizadas através da contagem do número de braços secundários que cruzam uma linha reta desenhada sobre a micrografia ao longo de um braço dendrítico primário, método chamado de interceptação linear.

Segundo Vandersluis, et al. (2017), diversos métodos podem ser utilizados para determinar o SDAS, conforme apresentado na Figura 28.

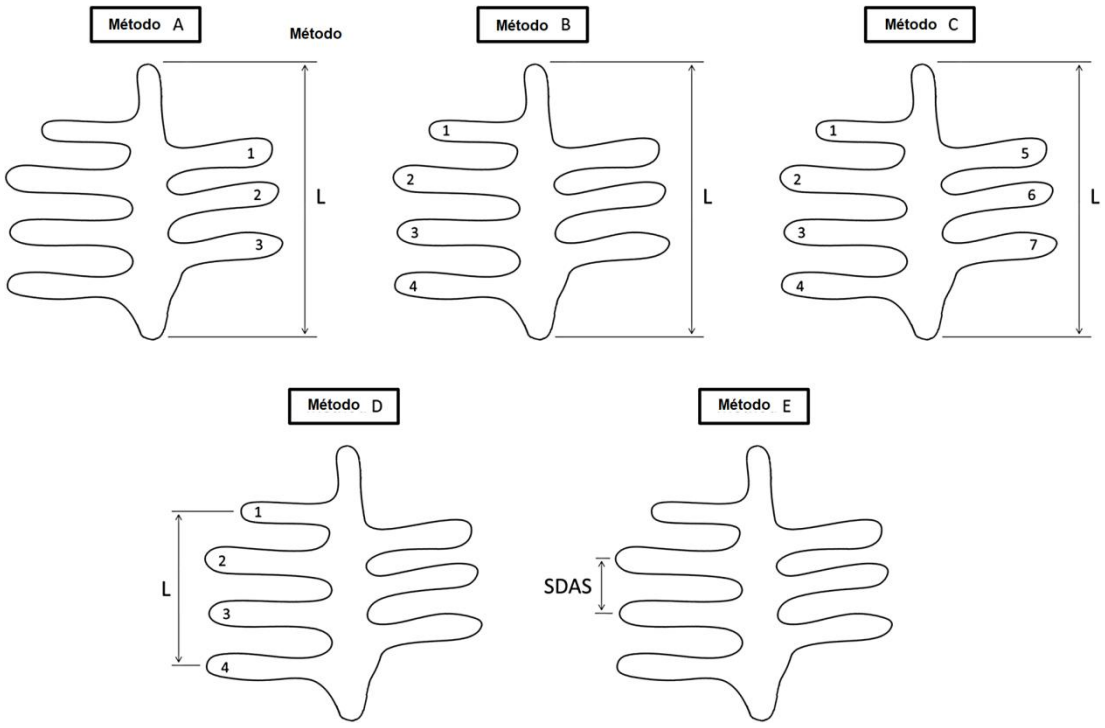


Figura 28 - Métodos de medição do espaçamento dos braços dendríticos secundários. Fonte: (VANDERSLUIS, et al., 2017).

Dentre os métodos apresentados na Figura 28, foi selecionado para este trabalho o método D, pois esse método, segundo Vandersluis, et al. (2017), apresenta melhor precisão nos resultados. Dessa forma, foram feitas micrografias de dez

regiões distintas da amostra. Em cada região foram desenhadas seis linhas retas de comprimento L ao longo do braço primário, então o número de braços dendríticos secundários N que cruzaram essas linhas foram contabilizados. Para o calculo do SDAS foi utilizada a seguinte equação:

$$SDAS = \frac{L}{N-1} \tag{20}$$

Utilizando-se os valores do SDAS encontrado para cada microestrutura, é possível, segundo Frenk, et al. (1993) e Sawant, et al. (2017) estimar a taxa de resfriamento utilizada durante o processo de deposição das ligas através da equação 21.

$$T = \left(\frac{32,8 \times 10^{-6}}{SDAS} \right)^3 \tag{21}$$

3.3 DUREZA

Os ensaios de macrodureza dos materiais foram realizados utilizando se um durômetro da marca WPMA com indentador Vickers que está localizado no TRICORRMAT/UFES. Para cada material foram realizadas 10 indentações aleatórias sobre a superfície da amostra com carga 10 kgf aplicada durante 15 segundos.

Para os corpos de provas com revestimento foram realizados também perfis de microdureza ao longo da camada depositada com um microdurômetro Vickers da marca Panambra (modelo HXD-1000TM) localizado neste mesmo laboratório. Para cada amostra, foram realizados três perfis de dureza com 15 indentações, medidas obtidas aproximadamente a cada 100 µm de distância. A carga aplicada no ensaio foi de 0,1 kgf.

3.4 ENSAIO DE MICROABRASÃO

Os ensaios de microabrasão foram realizados utilizando um microabrasômetro do tipo esfera fixa da marca Plint (modelo TE 66) do laboratório TRICORRMAT da UFES.

Corpos de provas com dimensões de 30 x 25 x 9 mm foram preparados, obtidos a partir das amostras revestidas que foram cortadas utilizando a cortadeira metalográfica da marca Struers (modelo Labotom-3) do TRICORRMAT/UFES. Os corpos de provas confeccionados não passaram por processo de lixamento, pois após o processo de deposição eles foram retificados, apresentando boas condições superficiais para os ensaios de microabrasão.

Para os ensaios, foram selecionados 3 tipos de abrasivos (carbeto de silício, sílica e alumina), dando origem a 15 condições diferentes. Para cada condição ensaiada, foram realizadas três repetições totalizando, portanto, 45 ensaios executados. Os parâmetros definidos para o ensaio estão apresentados na Tabela 9.

Tabela 9 - Parâmetros utilizados no ensaio de microabrasão.

Parâmetros de ensaio	
Força normal	0,3 N
Rotação do eixo	20 RPM
Número de revoluções totais	400 rev.
Distância deslizada a cada interrupção	3,19; 6,38; 9,58; 12,77; 15,96; 19,15; 22,34; 25,53; 28,73; 31,92 [m]
Abrasivos	Carbeto de Silício - SiC Alumina – Al_2O_3 Sílica - SiO_2
Concentração do abrasivo	100 mg/cm^3 = 0,1 g/ml
Fluxo de gotejamento	25-30 gotas/min.
Número de repetições	3 repetições

Fonte: Autor

Antes de executar o ensaio, foi realizada aleatorização da ordem de execução dos ensaios, sendo a sequência gerada por um gerador de números aleatórios. Isso permitiu a realização de uma análise estatística das respostas do tribossistema utilizando a análise de variância (ANOVA).

A execução do ensaio seguiu a metodologia recomendada no guia de boas práticas de medição, *Measurement Good Practice Guide No 57 - Ball Cratering or Micro-Abrasion Wear Testing of Coatings.*

Foi utilizada esfera de aço martensítico AISI 52100, com diâmetro de 25,4 mm e dureza de aproximadamente 800 HV, como contra corpo. A esfera passou por um processo de preparação da superfície antes de cada ensaio, sendo agitada por 10 minutos dentro de um recipiente plástico contendo água destilada e areia normal brasileira NBR-7214. Após esse processo, a esfera foi levada a um banho ultrassônico imersa em acetona durante 10 minutos. Esse processo tem como objetivo padronizar a rugosidade superficial da esfera e remover marcas de ensaios anteriores e de oxidação.

Os corpos de provas passaram também pelo processo de limpeza através da lavagem ultrassônica por período de 10 minutos. Após o banho, os corpos de prova foram secos e fixados no porta amostra do microabrasômetro, localizado no braço articulado com ângulo de 90º, como pode ser observado na Figura 29.

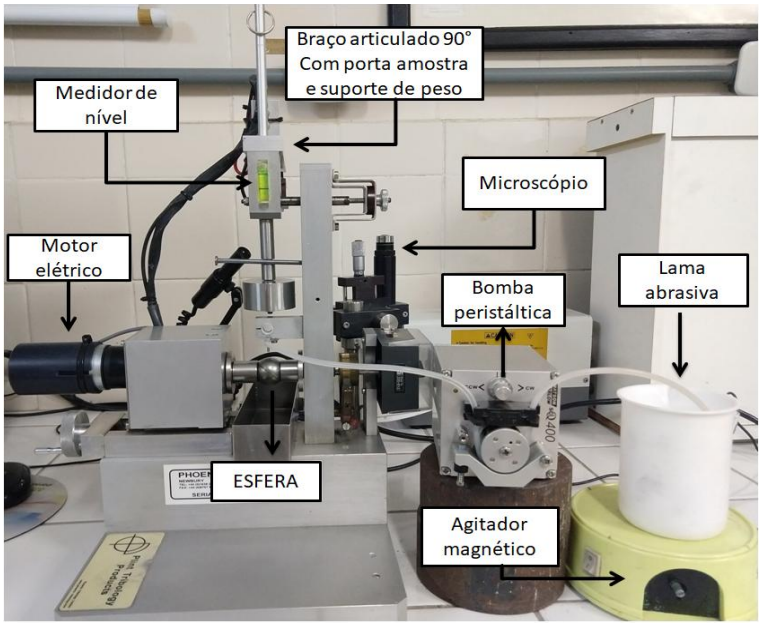


Figura 29 - Detalhamento do microabrasômetro de esfera fixa utilizado nos ensaios.

Para cada amostra tornou se necessário realizar o nivelamento do equipamento através de massas que são colocadas na extremidade oposta do braço articulado do porta amostra.

Depois de realizado o nivelamento da amostra, a esfera foi fixada entre dois eixos coaxiais, sendo um deles movido por um motor elétrico que fornece a rotação necessária para o ensaio. O equipamento de ensaio é controlado pelo software *Compend* 2000, que controla a velocidade de rotação do eixo e o número de revoluções da esfera.

A lama abrasiva, constituído de água destilada e abrasivo, foi constantemente agitada por um agitador magnético com objetivo de evitar a ocorrência de sedimentação do abrasivo no fundo do recipiente. Uma bomba peristáltica foi utilizada para promover o gotejamento da lama na região interfacial de contato entre amostra e esfera.

Após a realização das etapas anteriores, a massa correspondente à carga normal aplicada no ensaio é colocada no suporte de peso do equipamento, juntamente com as massas utilizadas para o nivelamento.

Durante a realização dos ensaios, o tamanho do diâmetro da calota de desgaste formada é acompanhado utilizando um microscópio acoplado ao microabrasômetro. Cada ensaio teve duração total de 20 minutos, entretanto, a cada 2 minutos o ensaio era interrompido para a medição do diâmetro da calota. Esse diâmetro é medido utilizando o software *Infinity Analyse* e a partir dos valores obtidos o coeficiente de desgaste dimensional foi calculado.

Os micromecanismos de desgaste atuantes em cada condição de ensaio foram investigados por imagens de elétrons secundários obtidos no MEV.

3.4.1 Cálculo do coeficiente de desgaste

Como mencionado na seção anterior, o coeficiente de desgaste dimensional k é determinado a partir dos valores do diâmetro da calota de desgaste. Quando o ensaio de microbrasão é utilizado para o estudo do comportamento tribológico de revestimentos duros, duas situações podem acontecer: na primeira situação não há perfuração do revestimento durante o período de ensaio. Esse fato acontece quando o tempo de ensaio é curto ou quando o revestimento é suficientemente espesso, e a segunda situação é quando ocorre a perfuração do revestimento (RUTHERFORD, et al., 1996).

Para os ensaios no qual não ocorre a perfuração do revestimento, ou para o ensaio de materiais monolíticos, apenas o diâmetro externo da calota de desgaste está sendo formado, como se observa na Figura 30.

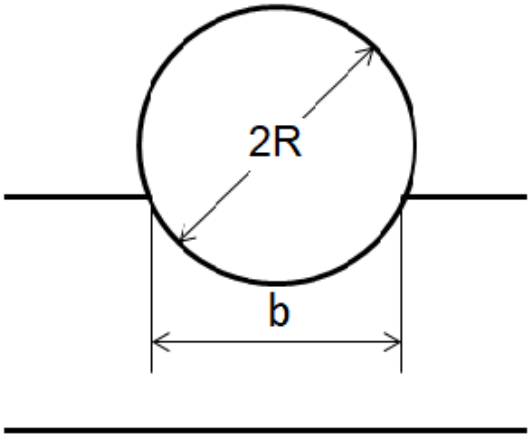


Figura 30 - Ensaio de microabrasão: sem perfuração do revestimento. Fonte: Adaptado de (RUTHERFORD, et al., 1996).

Onde b é o diâmetro da calota de desgaste e R é o raio da esfera utilizada no ensaio.

O volume da calota de desgaste V, segundo Allsopp, et al. (1998) representa o volume de debris produzidos durante o ensaio de microabrasão, é determinado através de considerações geométricas, dada por:

$$V = \frac{\pi b^4}{64R} \tag{22}$$

A expressão da equação (22) para o volume removido durante a microabrasão leva em consideração que a impressão da calota possui geometria conformal com a geometria da esfera de ensaio e que o raio da calota é muito menor que o raio da esfera (GEE, et al., 2003; IS0 26424:2008).

O volume dado pela equação (22) corresponde ao mesmo volume de debris de desgaste que foi desenvolvido para o modelo analítico de abrasão e que é expresso pela equação (9). Igualando as equações (9) e (22) torna se possível determinar o coeficiente de desgaste dimensional k para o ensaio de desgaste microabrasivo no qual não há perfuração do revestimento (GANT, et al., 2011; GEE, et al., 2002).

$$k = \frac{\pi b^4}{64R}\frac{1}{LW} \tag{23}$$

Como o ensaio foi interrompido a cada 2 minutos, utilizando os valores obtidos pela equação (23) para o coeficiente de desgaste dimensional, um perfil referente à evolução desse coeficiente ao longo do tempo foi plotado para cada ensaio realizado, semelhante ao perfil apresentado na Figura 31 por Marques (2009) para microabrasão de um aço superduplex UNS S32750.

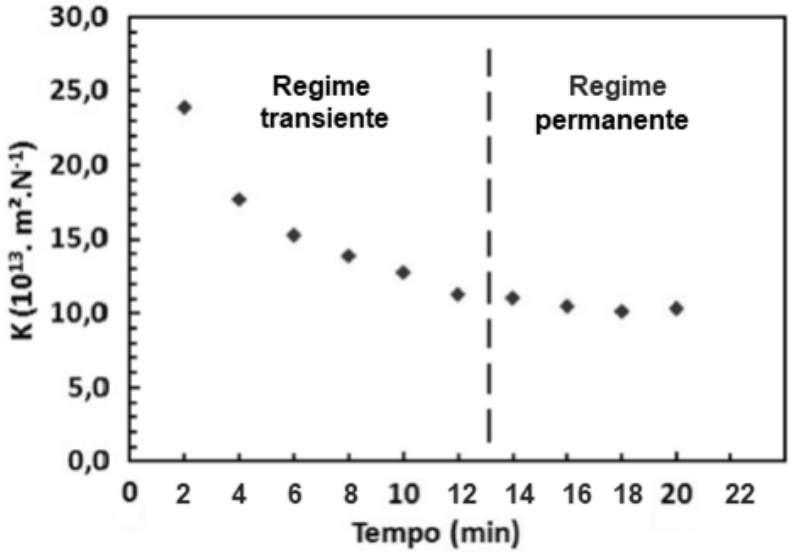


Figura 31 - Perfil desenvolvimento do coeficiente de desgaste ao longo do tempo em ensaio de microabrasão. Fonte: (MARQUES, 2009).

Observa-se pela Figura 31 que o coeficiente de desgaste apresentou uma variação ao longo do tempo, regime denominado de transiente. Para a região onde o coeficiente demonstra certa estabilidade é denominada de regime permanente. Somente nessa região os dados do coeficiente de desgaste são considerados confiáveis e representativos do comportamento tribológico do material.

Nos trabalhos de Marques (2017) e Gomez, et al. (2015) considerou se que o regime permanente ocorreu quando o coeficiente de variação (% erro) dos últimos quatros valores resultou em valores menores que 7%. Essa mesma metodologia foi aplicada neste trabalho, sendo o coeficiente de desgaste médio para cada condição de ensaio calculado com os três últimos valores encontrados dentro do regime permanente para cada repetição.

3.4.2 Abrasivos

Os três abrasivos utilizados nos ensaios de microabrasão neste trabalho, carbeto de silício (SiC), sílica (SiO_2) e alumina (Al_2O_3), foram estudados e caracterizados por Marques, et al. (2017) em relação ao tamanho e suas morfologia. A distribuição granulométrica dos abrasivos, mostrado nos gráficos da Figura 32, mostra que o abrasivo de alumina apresentou o maior tamanho médio, quase duas vezes maior que os demais abrasivos, com uma distribuição bimodal, seguido pelo o carbeto de silício e pela sílica.

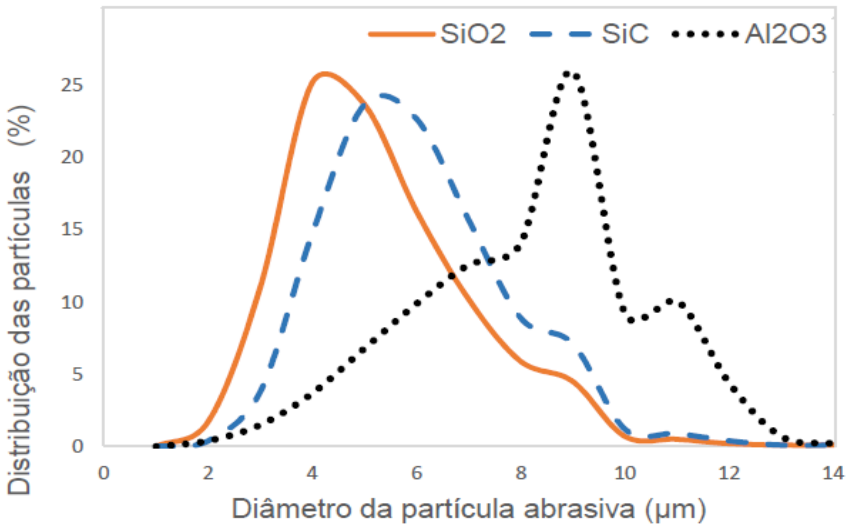


Figura 32 - Distribuição granulométrica dos abrasivos. Fonte: (MARQUES, 2017).

Pode-se observar pela distribuição granulométrica que as partículas de Al_2O_3 apresentaram tamanho médio de aproximadamente 9 µm, porém cerca de 10% das partículas possuem tamanho em torno de 11 µm. Para o abrasivo SiC, o tamanho médio próximo de 5 µm e enquanto os abrasivos de SiO_2 com tamanho médio de aproximadamente de 4 µm.

Além disso, as imagens de MEV obtidas por Marques, et al. (2017), Figura 33, mostram o tamanho e a morfologia dos abrasivos. Pode-se observar que os

abrasivos de SiC apresentam muitas partículas angulosas, enquanto que as partículas de SiO_2 e Al_2O_3 possuem característica morfológica mais arredondadas.

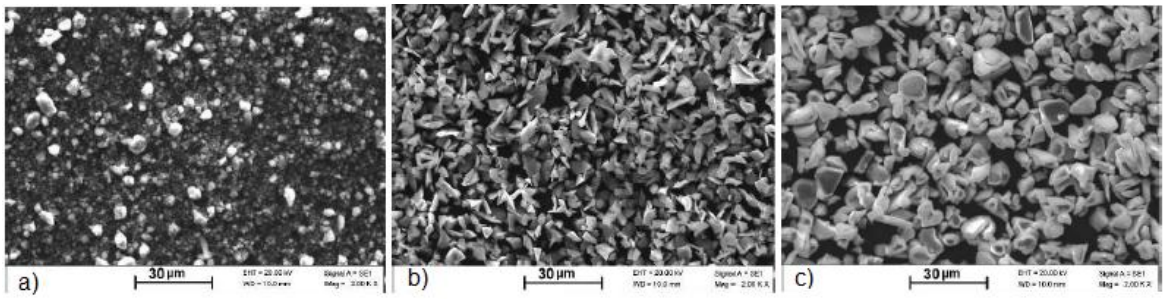


Figura 33 - Microscopia eletrônica de varredura dos abrasivos. a) SiO_2 b) SiC C) Al_2O_3 Fonte: (MARQUES, 2017).

O fator de esfericidade, relação entre a área projetada da partícula e seu perímetro, dada pela equação 24, também foi utilizado pelo autor para caracterizar os abrasivos.

$$Esfericidade = \left(\frac{4\pi Área}{Perímetro^2} \right) \tag{24}$$

A alumina apresentou maior fator de esfericidade, sendo o abrasivo menos pontiagudo, seguido pela sílica e pelo carbeto de silício. Os valores do fator de esfericidade e de outras características dos abrasivos estão apresentados na tabela 10.

Tabela 10 – Característica dos abrasivos

Abrasivo	Faixa de dureza (HV)	Tamanho médio (µm)	Fator de esfericidade
SiO_2	750 - 1200	4,5	0,782
Al_2O_3	1800 - 2000	9,4	0,785
SiC	2100 - 2600	5,3	0,768

Fonte: Adaptado de (MARQUES, 2017).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 MICROESTRUTURAS

4.1.1 Liga Co30Cr19Fe

A microestrutura da liga fundida Co30Cr19Fe obtida por microscopia ótica é apresentada na Figura 34. Consiste de uma microestrutura formada por grãos grosseiros proveniente do processo de fundição, em algumas micrografias foram verificados grãos com tamanho em torno de 2 mm, com contornos de grãos bem definidos. É possível observar uma estrutura dendrítica dentro dos grãos, com a presença de precipitados dentro dos grãos e também nos contornos.

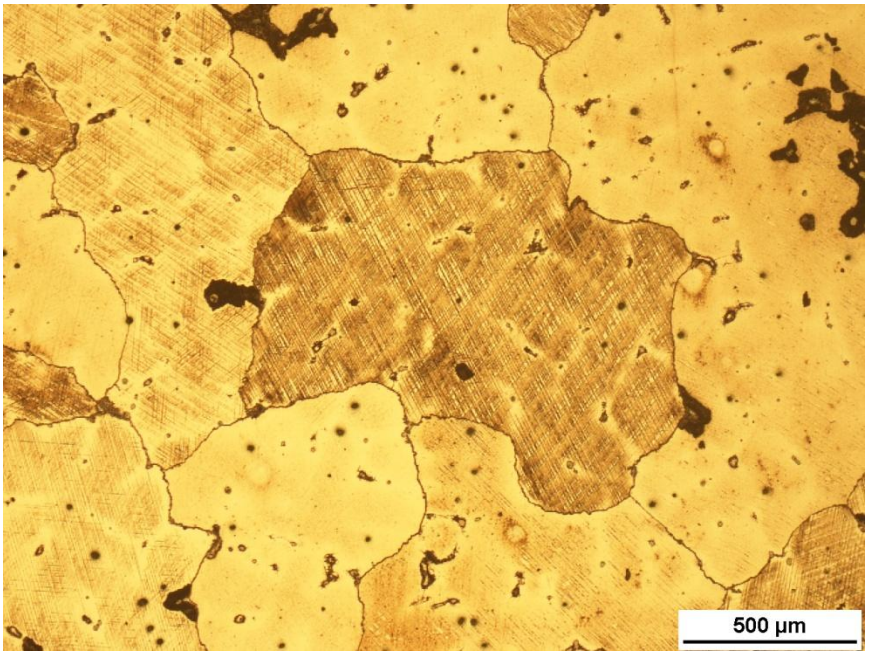


Figura 34 – Microscopia ótica da liga Co30Cr19Fe com aumento de 50x. Ataque com 100 ml de HCl + 5 ml de H_2O_2.

Segundo Marques (2017) a liga é formada por uma matriz de cobalto com a presença de átomos de cromo e ferro que formam solução sólida substitucional. O autor também cita a presença de finos carbonetos ricos em cromo com estrutura lamelar nas regiões interdendríticas.

4.1.2 Liga ST1

A microestrutura da amostra revestida com a liga ST1 é apresentada na Figura 35.

Observa-se pela micrografia que esse revestimento apresenta uma microestrutura refinada, constituída de carbonetos primários (setas brancas) dispersos em uma matriz eutética com a presença de carbonetos secundários, característica das ligas hipereutéticas. Essa mesma morfologia é citada por Falqueto, et al. (2017).

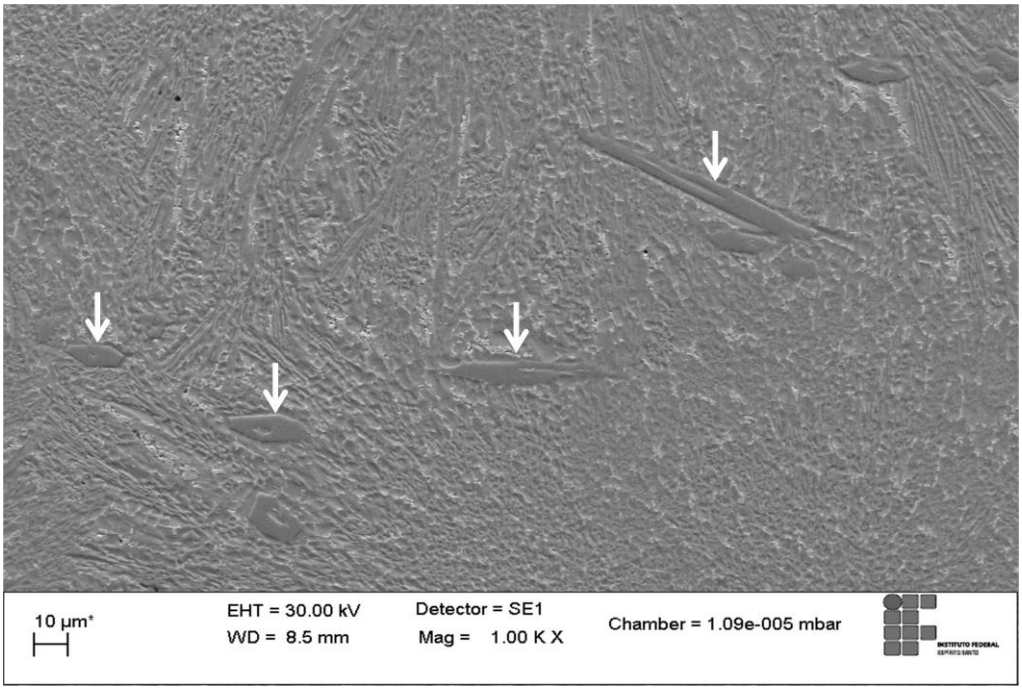


Figura 35 - Micrografia do revestimento de ST1 obtida através de MEV utilizando elétrons secundários e ataque de 100 mL de HCl + 5 mL de H_2O_2.

Pela micrografia da Figura 35 se observa a precipitação de carbonetos primários com geometria hexagonal que se formaram antes da matriz eutética, pois a forma hexagonal indica que os carbonetos tiveram liberdade de crescimento durante a solidificação. Essa morfologia hexagonal foi encontrada por Foltran (2000), onde a autora identifica esses carbonetos sendo do tipo M_7C_3 rodeado pela estrutura eutética.

Análise por espectrometria por dispersão de energia (EDS), apresentado na Figura 36, mostra elevado teor de cromo nessas estruturas hexagonais, indicando a possível precipitação de carbonetos de cromo Cr_7C_3.

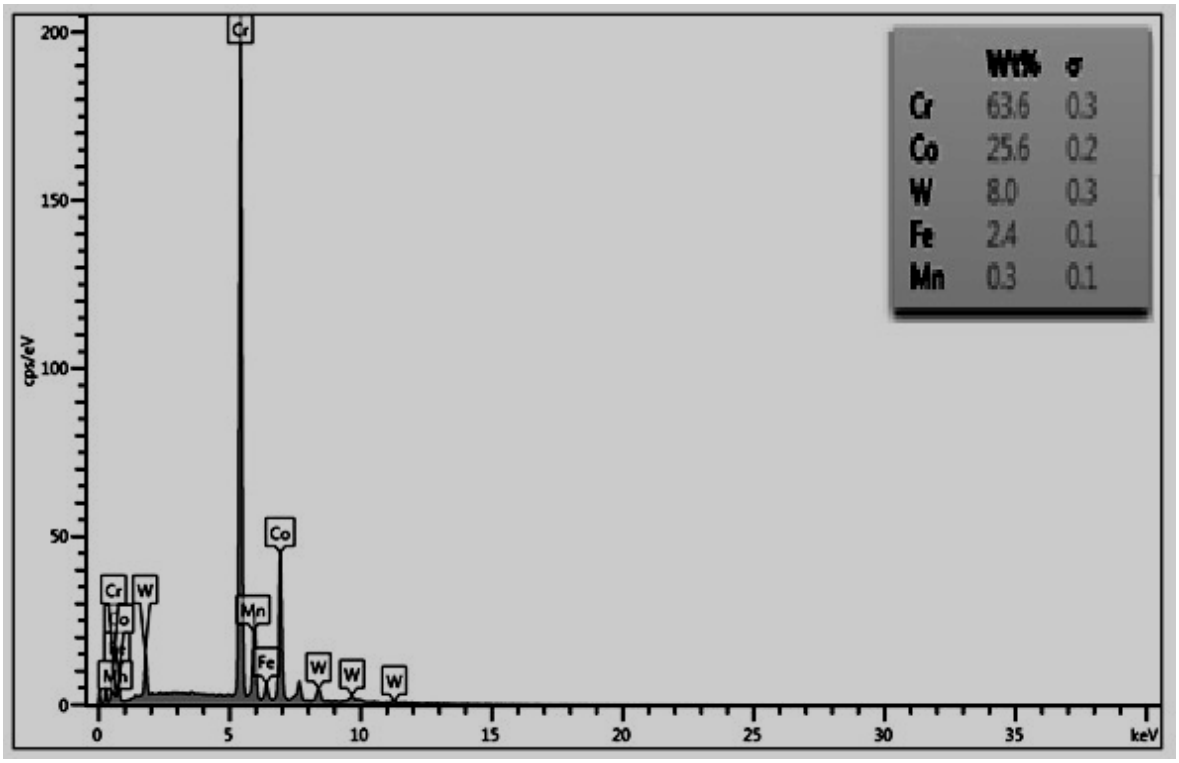


Figura 36 - Análise por EDS do carboneto primário hexagonal formado na liga ST1.

4.1.3 Liga ST6

A camada depositada com a liga ST6 possui microestrutura formada por dendritas primárias de solução sólida de cobalto, fase austenítica Ɣ, cercada por carbonetos eutéticos precipitados na região interdendrítica, característica de ligas hipoeutéticas como previsto no diagrama de fase quaternário Co-Cr-C-W. Essa mesma microestrutura é citada por Falqueto, et al. (2017), Kusmoko et al. (2013) e Shin, et al. (2003). A micrografia da liga ST6 é apresentada na Figura 37.

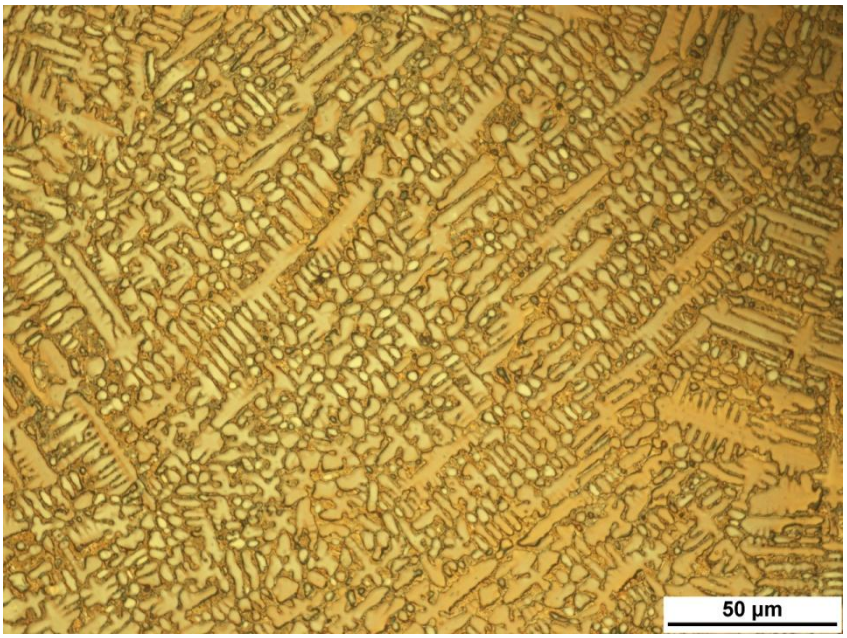


Figura 37 – Microscopia ótica do revestimento de ST6 com aumento de 500x. Ataque com 5 mL de HCl + 10g de $FeCl_3$ + 100 mL de H_2O.

Microestruturas provenientes do processo de revestimento por laser cladding possuem como características serem refinadas devido às altas taxas de solidificação. Uma maneira de caracterizar essa microestrutura é através do espaçamento dos braços dendríticos secundários (SDAS), cujos dados medidos estão no apêndice A, no qual o valor encontrado para amostra ST6 foi de 2,43 ± 0,57 µm.

4.1.4 Liga ST12

A amostra revestida com a liga ST12 também é uma liga hipoeutética, com o teor de carbono próximo da liga ST6, por isso é caracterizada por ter sua microestrutura semelhante à liga anterior, composta por uma matriz de cobalto, com átomos em solução sólida substitucional, com estrutura dendrítica e carbonetos eutéticos interdendríticos. Essa microestrutura também é descrita por Renz, et al. (2018) e Falqueto et al. (2017). A sua microestrutura é apresentada na Figura 38.

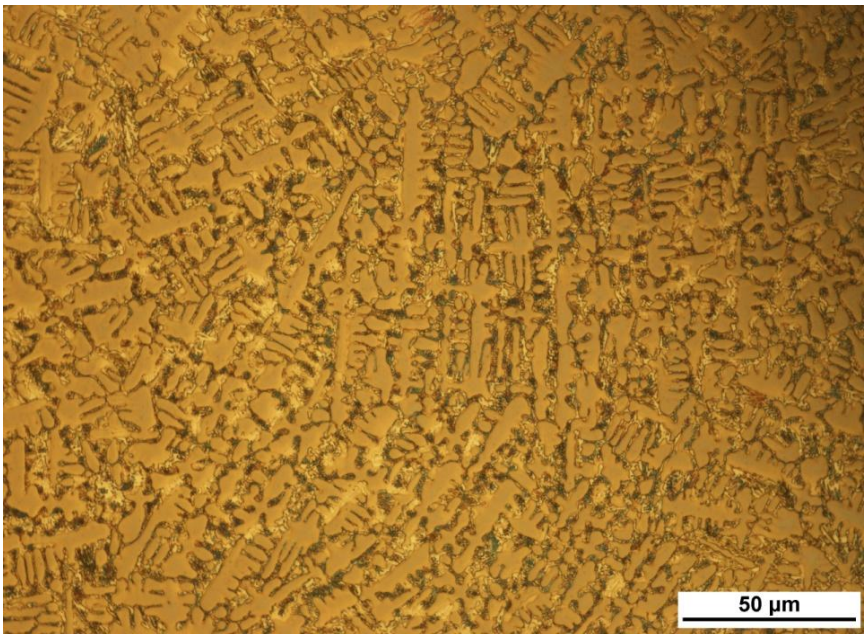


Figura 38 - Microscopia ótica do revestimento de ST12 com aumento de 500x. Ataque com 5 mL de HCl + 10g de $FeCl_3$ + 100 mL de H_2O.

Para medir o grau de refinamento dessa microestrutura, o espaçamento dos braços dendríticos secundários foi determinado, dados apresentados no apêndice A, e o valor encontrado foi de 0,80 ± 0,28 µm.

Comparando-se os valores de SDAS dos revestimentos, o valor encontrado para a amostra revestida com a liga ST12 é aproximadamente 3 vezes menor que a da liga ST6. O refinamento encontrado no SDAS da liga ST12 pode está relacionado

a diversos fatores, entre eles, à velocidade de deposição utilizada no processo de laser cladding. Nesse sentido, Frenk, et al. (1993) acompanharam a evolução do crescimento dos braços dendríticos secundários em função da taxa de resfriamento para uma liga Stellite 6, como pode ser observada na Figura 39.

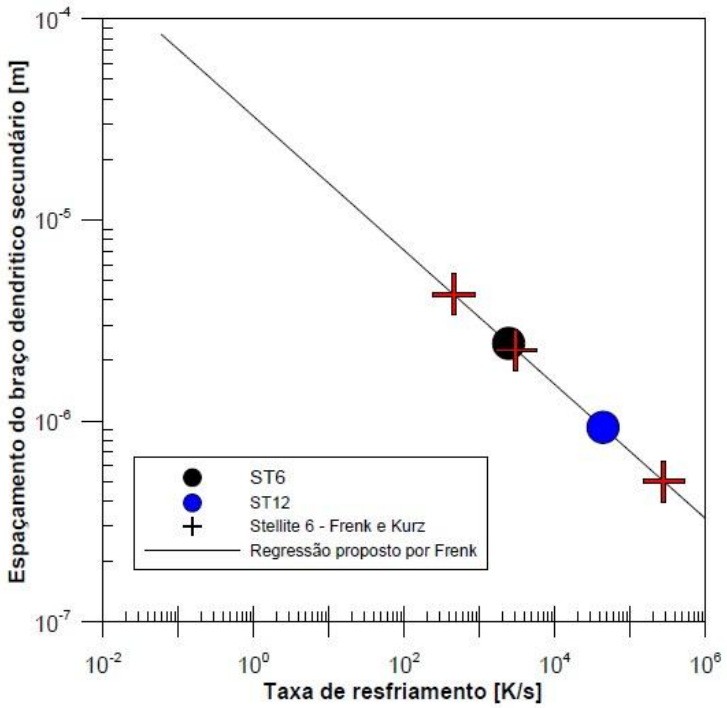


Figura 39 - Evolução do espaçamento do braço dendrítico secundário em função da taxa de resfriamento. Fonte: Adaptado (FRENK, et al., 1993).

Os autores variaram a velocidade de deposição na ordem de 100 vezes, 1,67 mm/s a 167 mm/s, o que levou a um considerável refinamento na microestrutura. Esse refinamento pode ser avaliado por meios dos pontos em vermelho no gráfico. Para a liga ST6 utilizada neste trabalho, ponto preto no gráfico, a microestrutura possui um SDAS próximo ao que foi encontrado por Frenk, et al. (1993) para velocidades intermediarias de deposição (13,3 mm/s) e uma taxa de resfriamento em torno de 2,46 x 10^3 K/s foi calculado.

Como liga ST12 possui composição próxima a da liga ST6, o gráfico da Figura 39 também foi utilizado para estimar a taxa de resfriamento, no qual está indicado pelo ponto azul. O valor encontrado para essa taxa no revestimento de ST12 foi de 6,89 x 10^4 K/s. Podemos observar que uma elevada taxa de resfriamento, isto

é, alta velocidade de deposição foi utilizada para esse revestimento o que favoreceu o refinamento da microestrutura deste depósito em relação à liga ST6.

A ordem de grandeza da taxa de resfriamento encontrada neste trabalho (10^3 – 10^4 K/s) está dentro da faixa descrita na literatura para os processos que envolvem aquecimento e resfriamento rápido, tal como o processo de laser cladding (GNANAMUTHU, 1980).

4.1.5 Liga LSF

A microestrutura da liga LSF é apresentada na micrografia da Figura 40.

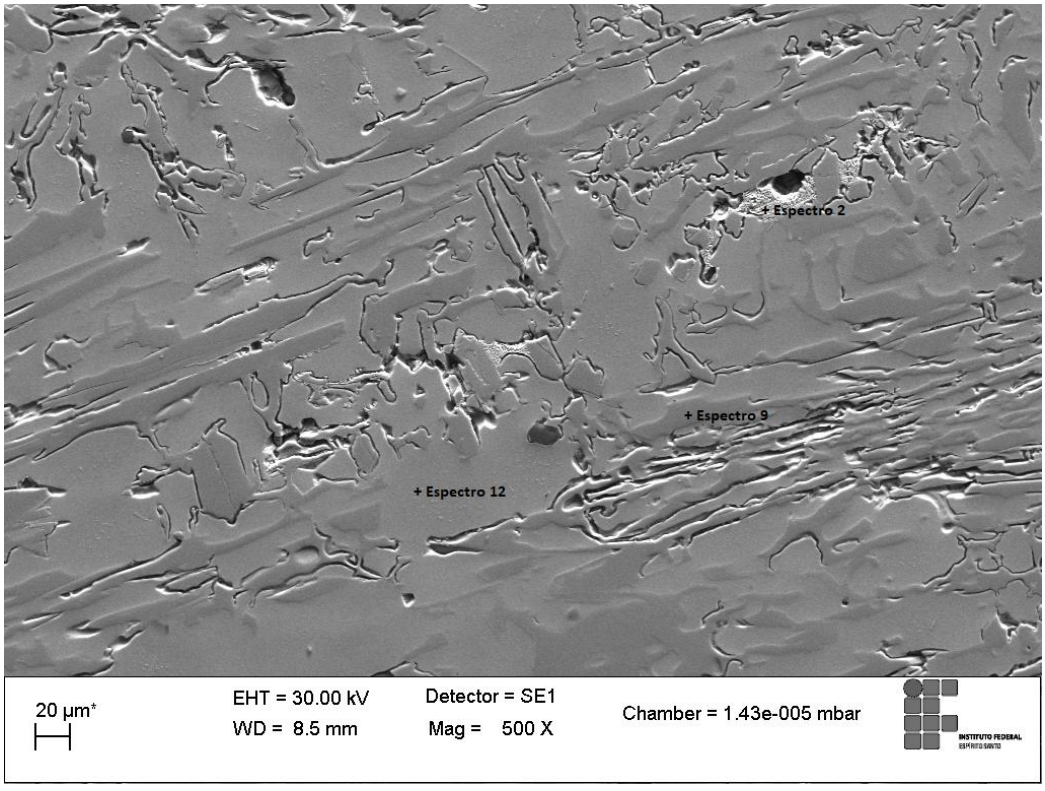


Figura 40 – Microestrutura da liga LSF fundida com aumento de 500x. Ataque com 5 mL de HCl + 10g de $FeCl_3$ + 100 mL de H_2O.

Segundo o diagrama de fase quaternário Co-Cr-C-W, essa liga tem teor de carbono próximo das ligas eutéticas com a sua microestrutura composta por uma

matriz de cobalto em solução sólida com cromo e tungstênio e carbonetos eutéticos precipitados em alta quantidade. Essa fração de carbonetos elevada é justificada por Marques, et al. (2017) devido ao alto teor de carbono, sendo muito similar a fração de carbonetos encontrado em microestrutura da liga ST1.

Análise de EDS da microestrutura da amostra LSF revela que a fase de tonalidade cinza claro é a matriz rica em cobalto e cromo, a fase na tonalidade cinza escuro são os carbonetos de cromo, provavelmente do tipo M_7C_3, e a fase mais clara são carbonetos ricos em tungstênio do tipo M_6C, conforme observado nos espectros 12, 9 e 2 respectivamente.

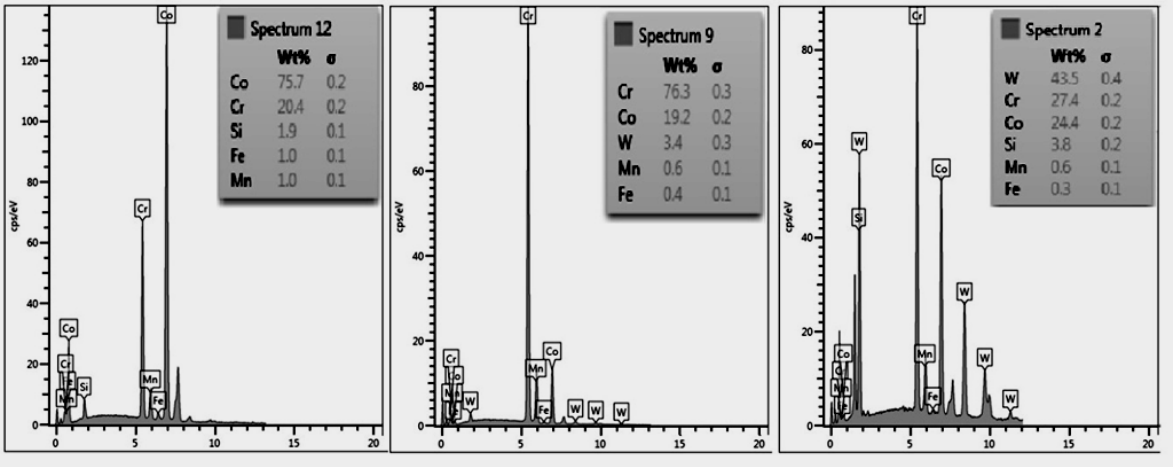


Figura 41 – Análise de EDS da liga S fundida mostrando as composições da matriz rica em cobalto e dos carbonetos ricos em cromo e em tungstênio.

Apesar da liga LFS e a liga ST1 terem teores de carbono próximo ao do eutético, se pode observar a influência do processo de obtenção da liga sobre a microestrutura. A liga ST1 que foi depositada por laser cladding apresentou visualmente uma microestrutura muita mais refinada quando comparada com a liga LSF fundida, devido às elevadas taxas de solidificação associadas ao processo de deposição. Outro aspecto que pode ser observado é a presença de defeitos, tais como, porosidades e inclusões, na microestrutura da liga LSF provenientes do processo de fundição e que não são observados na microestrutura da liga ST1.

4.2 DUREZA

O gráfico da Figura 42 apresenta os valores de macrodureza Vickers encontrada para cada material estudado. A liga Co30Cr19Fe apresentou menor dureza, 248 ± 12 HV_{10}, em comparação com os demais materiais avaliados. Esse fato era de se esperar, uma vez que essa liga possui baixo percentual de carbono em sua composição e, consequentemente, uma quantidade muito pequena de carbonetos em sua microestrutura como observado na micrografia da Figura 34. Além disso, o tamanho dos grãos nesse material é relativamente grande quando comparado com as ligas estudadas, o que contribui para a redução da dureza. Valores de dureza próximos ao encontrado foram citados nos trabalhos de Vieira (2017) e Falqueto (2015).

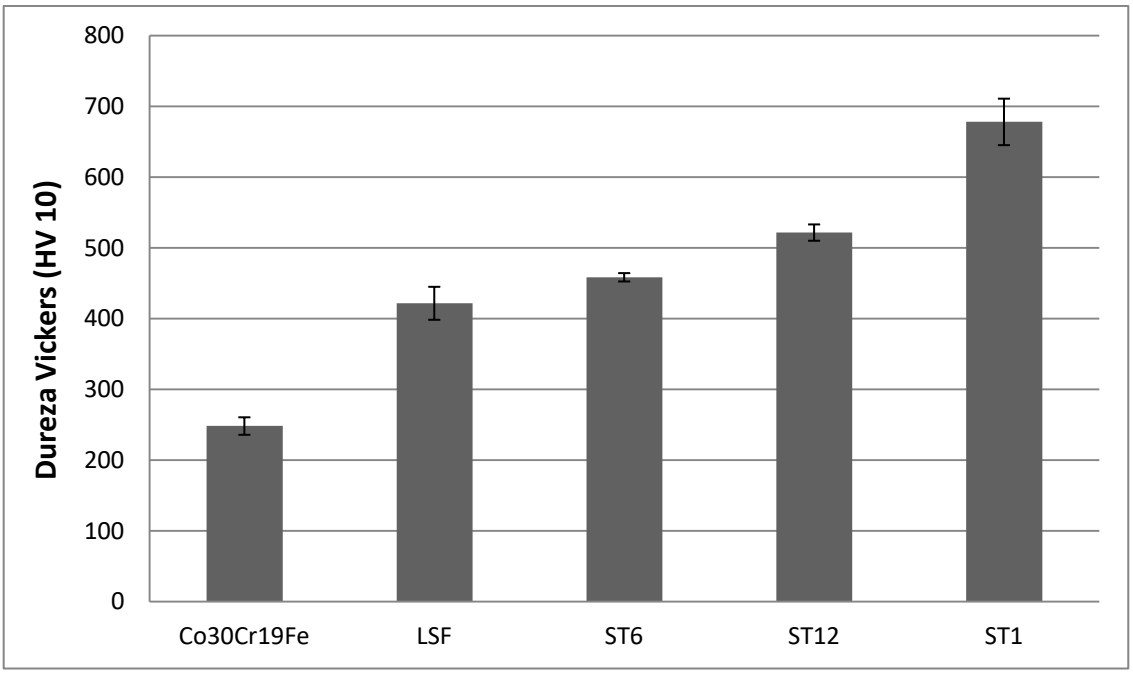


Figura 42 - Dureza Vickers das ligas estudadas. Carga aplicada de 10 kgf.

A liga LSF apresentou dureza menor que as ligas revestidas por laser cladding. Entretanto, a dureza desse material de 422 ± 23 HV_{10} mostrou se bem próxima da dureza da liga depositada ST6, 458 ± 6 HV_{10}. Como dito anteriormente, a liga LSF

possui composição muito próxima a da liga ST6 exceto pelo o teor de carbono nessa liga que se assemelha as ligas de composição eutética. Esse elevado teor de carbono nos levaria a esperar que a liga LSF apresentasse maior dureza em comparação a liga ST6 devida a maior fração volumétrica de carbonetos, porém é importante resaltar que essas duas ligas foram obtidas através de processo de fabricação distinto, dando origem a microestruturas e refinamentos totalmente diferentes, como se observa nas micrografias das Figuras 37 e 40, influenciando a dureza destes. Os valores de dureza para esses materiais estão de acordo com os trabalhos de Marques (2017) e Falqueto (2015).

A amostra revestida com a liga ST12 apresentou dureza média de 522 ± 12 HV_{10}. A dureza maior dessa liga em comparação com a liga ST6 pode ser justificada tanto pela a sua composição quanto pelo refinamento de sua microestrutura. Apesar de próximos, a liga ST12 possui maior teor de carbono, de cromo e principalmente de tungstênio, elementos que são os principais formadores de carbonetos nas ligas de cobalto. Em relação ao refinamento, vimos na seção anterior que o parâmetro SDAS da ST12 é três vezes menor que o SDAS da liga ST6, favorecendo o maior endurecimento desse material. No trabalho de Falqueto, et al. (2017), os autores relatam dureza para liga ST12 em concordância a este trabalho.

O material revestido com a liga ST1 apresentou o maior valor médio de dureza, 678 ± 33 HV_{10}, em relação a todos os materiais estudados. Essa dureza elevada se deve ao alto teor de carbono nessa liga, 2,5% em peso, que favorece a precipitação de carbonetos, um dos principais mecanismos de endurecimento. Em comparação com a LSF, que possui teor de carbono próximo da ST1 e fração volumétrica de carbonetos aproximadamente de 39%, a liga ST1 proveniente deposição por laser cladding é muito mais refinada, contribuindo para o seu endurecimento. Além disso, segundo Falqueto, et al. (2017) a fração volumétrica de carbonetos na liga ST1 é de 50%, justificando o maior valor de dureza para esse material em comparação a liga LSF. Entre os materiais revestidos por laser cladding, a ST1 também possui maior fração volumétrica de carbonetos comparando as frações encontradas nas ligas ST12 e ST6 em torno de 30% e 16%, respectivamente.

4.2.1 Perfil de Dureza

Os perfis de dureza ao longo das camadas depositadas pela técnica de laser cladding foram avaliados para as ligas ST1, ST6 e ST12 e estão apresentados na Figura 43, 44 e 45, respectivamente.

A Figura 43 apresenta o perfil médio de dureza da amostra revestida com a liga ST1. A dureza desse material ao longo da camada depositada tem uma média de 701 ± 20 $HV_{0,1}$. A partir de 0,9 mm de distância da superfície, inicia se uma transição entre a camada depositada e o substrato de Co30Cr19Fe, no qual a dureza tende a diminuir alcançando o valor médio do substrato de 304 ± 9 $HV_{0,1}$.

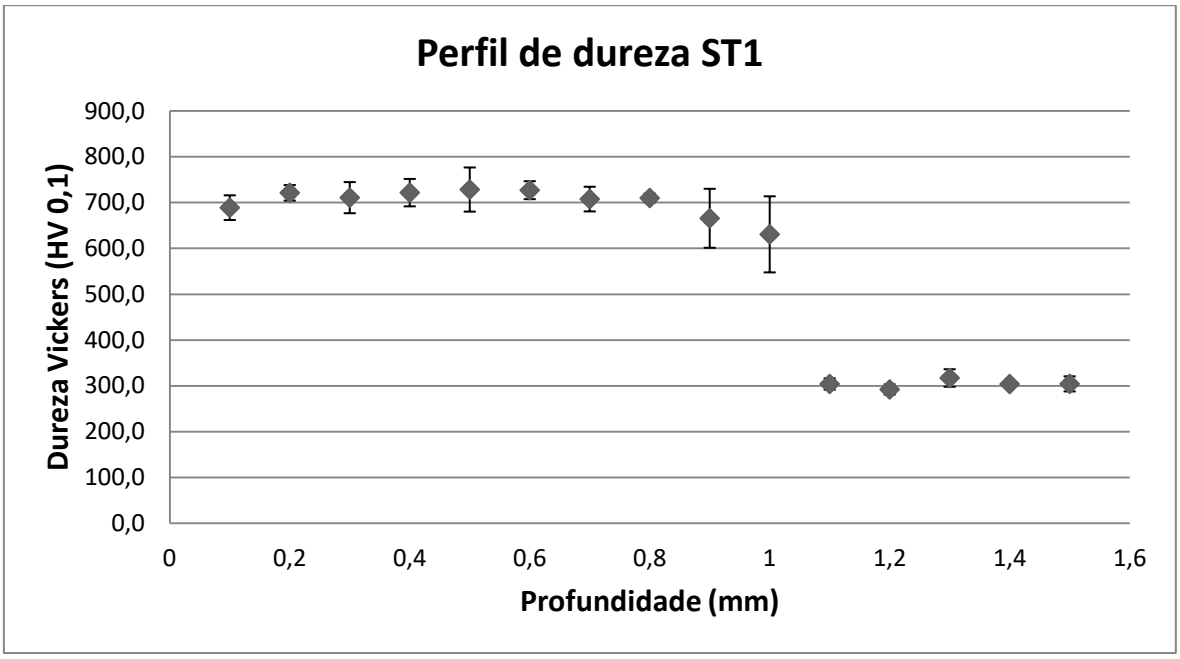


Figura 43 - Perfil de dureza Vickers ao longo da camada depositada de ST1. Carga utilizada de 100 g.

A Figura 44 apresenta o perfil de dureza ao longo do revestimento realizado com a liga ST6. O valor médio ao longo da camada depositada foi de 490 ± 9 $HV_{0,1}$. A transição do entre a camada depositada e o substrato inicia se em torno de 1 mm distância da superfície. A dureza do substrato foi de 324 ± 16 $HV_{0,1}$.

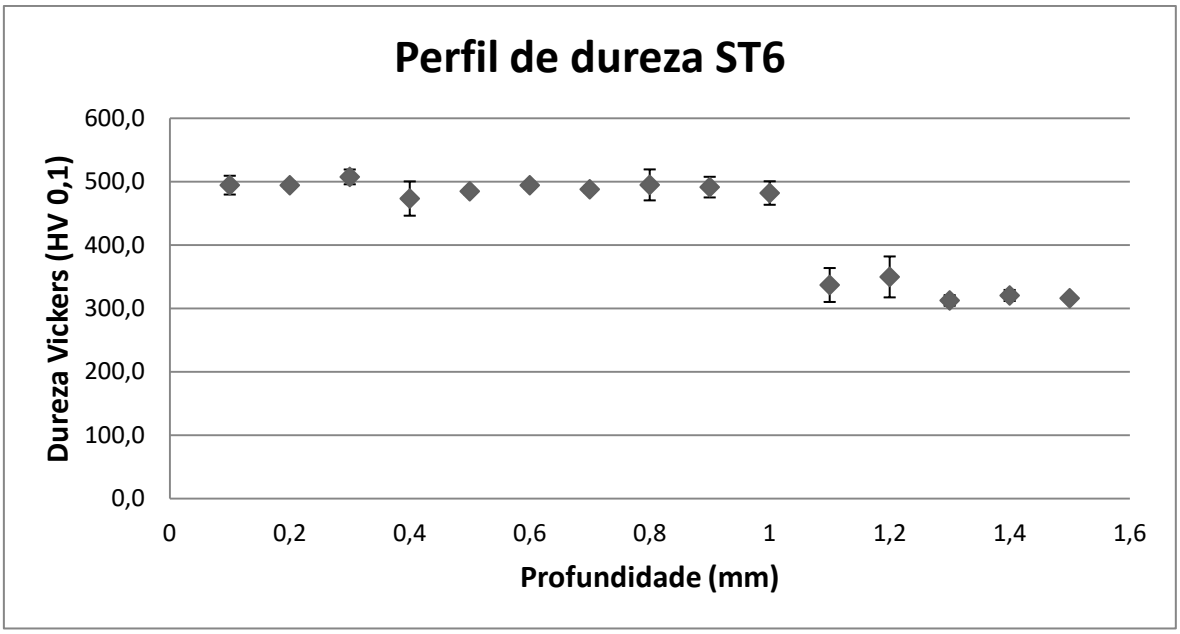


Figura 44 - Perfil de dureza Vickers ao longo da camada depositada de ST6. Carga utilizada de 100 g.

No gráfico da Figura 45 são apresentados os resultados obtidos para o perfil de dureza médio do revestimento realizado com a liga ST12.

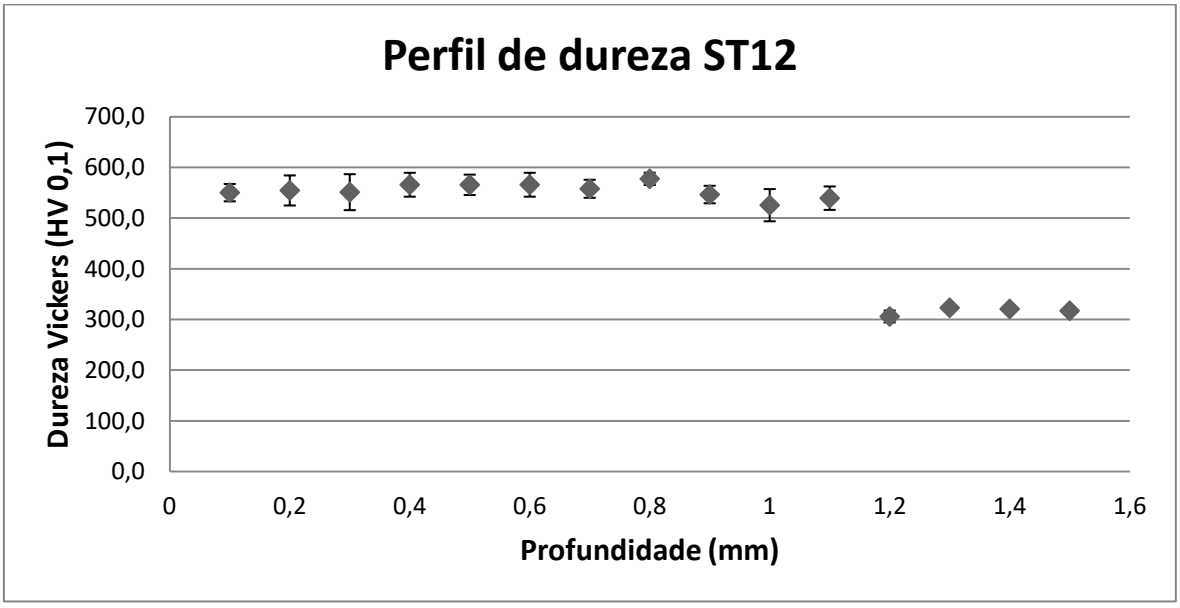


Figura 45 - Perfil de dureza Vickers ao longo da camada depositada de ST12. Carga utilizada de 100 g.

A dureza média do revestimento de ST12 ao longo da camada depositada foi de 556 ± 14 $HV_{0,1}$. Neste deposito a transição teve início em torno de 0,9 mm, sendo a dureza média do substrato encontrada de 317 ± 8 $HV_{0,1}$.

Observa-se pelos três perfis apresentados acima que as durezas dos revestimentos são muito maiores que a dureza do substrato. Esse fato se deve as diferenças nas composições químicas entre os revestimentos e substrato, havendo uma maior quantidade de carbonetos presente nos revestimento. Adicionalmente, o maior refinamento encontrado nas microestruturas desses revestimentos, proveniente das altas taxas de solidificação associadas ao processo de laser cladding comparado à microestrutura da liga Co30Cr19Fe, contribuem para maior dureza.

Além disso, verificou se um aumento na dureza dos revestimentos quando a carga utilizada nos ensaios foi reduzida de 10 kgf para 0,1 kgf. Essa variação pode ser justificada pelo efeito conhecido como *indentation size effect* (ISE) que ocorre quando cargas pequenas são utilizadas, no qual a dureza do material tende a aumentar com a redução da carga aplicada. Esse efeito, segundo Sangwal, et al. (2002), é causado por dois grupos distintos. O primeiro é relacionado aos erros experimentais, como a determinação da carga real e do tamanho da indentação e, o segundo, às propriedades dos materiais como o encruamento do material, limite de escoamento, recuperação elástica e plástica, tamanho das discordâncias e outros.

Análise de variância (ANOVA) foi utilizada para comparar os valores das durezas encontradas ao longo dos depósitos. Os dados de medição e do teste estatístico ANOVA estão contidos nas Tabelas 15 e 16 do apêndice B. Da análise estatística pode se afirmar que as durezas Vickers apresentada pelos materiais são estatisticamente diferentes, com um nível de confiança de 95%, ou seja, pelo menos um dos materiais apresenta dureza significativamente diferente aos demais. Já os dados do teste de comparação entre as médias, teste de Tukey, da Tabela 17 confirmam que os três materiais possuem médias estatisticamente diferentes em um nível de significância $\alpha = 5\%$.

4.3 ENSAIOS DE MICROABRASÃO

Para os cinco materiais estudados neste trabalho foram obtidos curvas do ensaio de microabrasão, no qual a evolução do coeficiente de desgaste dimensional k é dada em função da distância deslizada pela esfera de ensaio. O gráfico da Figura 46 apresenta o comportamento do coeficiente desgaste médio k da amostra ST1 ensaiada com o abrasivo SiO_2.

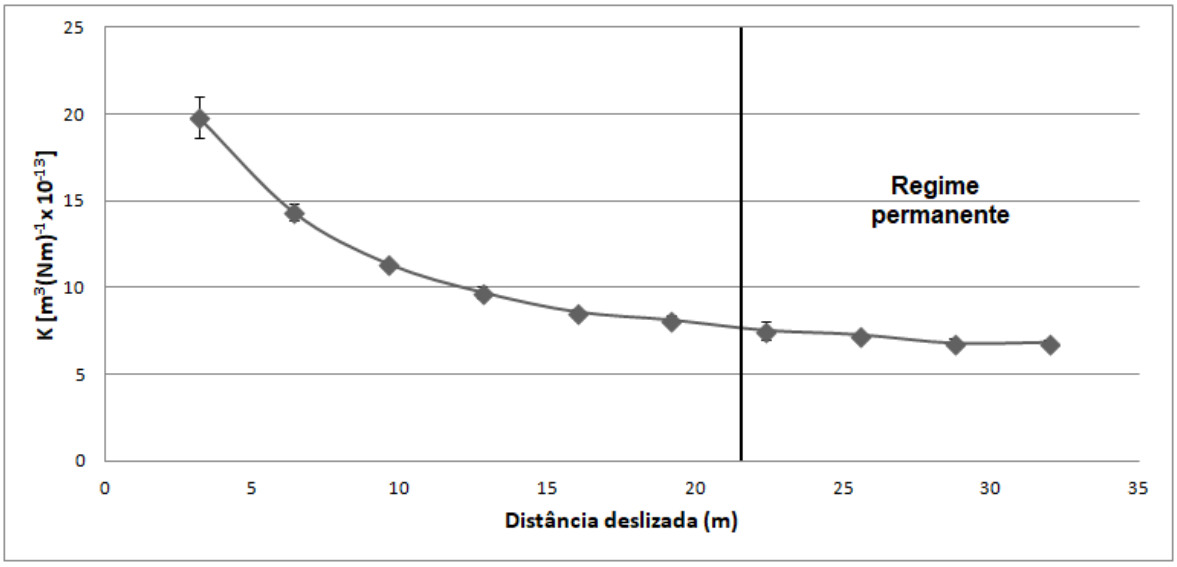


Figura 46 - Coeficiente de desgaste dimensional médio k da amostra ST1 ensaiada com sílica em função da distância deslizada.

O regime permanente do coeficiente k foi alcançado em todos os ensaios realizados, conforme a metodologia utilizada nos trabalhos de Marques (2009), Gomez, et al. (2015), Marques (2017) e Vieira (2017). O valor do coeficiente médio foi obtido a partir dos três últimos valores de cada repetição, totalizando a média de nove valores.

O gráfico da Figura 47 apresenta os coeficientes de desgaste médio, com seus respectivos desvio padrão, obtido para cada condição do ensaio de microabrasão e a Tabela 11 mostra os seus respectivos valores.

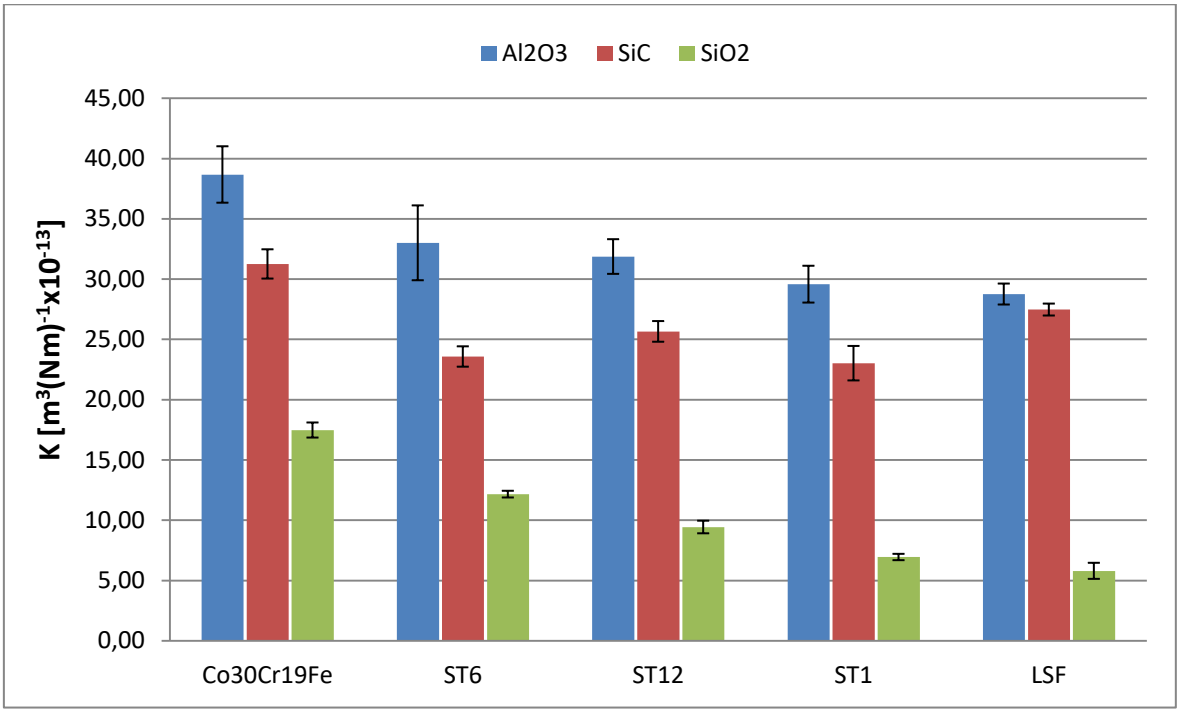


Figura 47 - Coeficiente de desgaste dimensional médio de todas as condições avaliadas.

Tabela 11 - Coeficiente de desgaste dimensional médio e o desvio padrão de todas as condições avaliadas.

Coeficiente de desgaste dimensional - k [$m^3(Nm)^{-1}x10^{-13}$]			
Material	**Al_2O_3**	**SiC**	**SiO_2**
Co30Cr19Fe	38,67 ± 2,34	31,25 ± 1,21	17,48 ± 0,63
ST6	33,00 ± 1,44	23,57 ± 0,86	12,16 ± 0,52
ST12	31,87 ± 0,87	25,66 ± 0,49	9,43 ± 0,67
ST1	29,57 ± 3,10	23,02 ± 0,84	6,94 ± 0,28
LSF	28,76 ± 1,53	27,47 ± 1,43	5,80 ± 0,26

Fonte: Autor.

Em geral, maiores coeficiente de desgaste foram alcançados quando se utilizou o abrasivo de Al_2O_3, seguido do SiC e pelo SiO_2. Essa maior abrasividade da alumina foi descrita por Marques (2017) e Vieira (2017) no qual utilizaram os

mesmos abrasivos deste trabalho. Apesar das partículas de SiC possuírem maior dureza e fator de esfericidade menor que as partículas de Al_2O_3, isto é, as partículas de carbeto de silício são mais pontiagudas e cortantes que as de alumina, esta última conta com um tamanho médio das partículas significantemente maior que o tamanho médio das partículas de SiC e de SiO_2, cerca de duas vezes, fator este que se demonstrou ser relevante na severidade dos ensaios.

Além disso, os ensaios realizados com o abrasivo de sílica foram os que apresentaram menores coeficientes de desgastes, esta condição já era esperada devido ao fato que este abrasivo é o que apresenta menor dureza, menor tamanho médio de partícula e fator de esfericidade alto com partículas menos pontiagudas.

Ao avaliar os resultados da microabrasão estatisticamente, através da análise de variância (ANOVA) e do teste de Tukey, apêndice C, pode se afirmar com nível de significância $\alpha = 5\%$, ou seja, com 95% de confiabilidade, que tanto os abrasivos utilizados quanto os materiais ensaiados influenciam significativamente o coeficiente de desgaste e que pelo menos uma média dos coeficientes de desgaste é diferente das demais.

A Figura 47 e a Tabela 11 mostram que a liga de Co30Cr19Fe apresentou maior coeficiente de desgaste em relação aos outros materiais, independente do abrasivo utilizado. Avaliando os materiais estudados, essa liga possui baixíssima fração de carbonetos que é um dos principais mecanismos de endurecimento das superligas de cobalto. Adicionalmente, a sua dureza é relativamente baixa quando contrastado com a dureza dos três abrasivos, favorecendo um maior desgaste nessa liga.

Pela comparação do teste de Tukey, Tabela 20 do apêndice C, temos que o valor do coeficiente k do ensaio da liga Co30Cr19Fe com Al_2O_3 é significativamente diferente dos demais resultados, sendo esta, a condição que apresentou a maior severidade de desgaste. Além disso, é estatisticamente correto afirmar que a liga Co30Cr19Fe apresenta diferentes coeficientes médios ao alterar o abrasivo, confirmando a influência do abrasivo na microabrasão dessa liga.

Entre os materiais revestidos por laser cladding, as ligas ST6 e ST12 não demonstraram diferença estatística para seus coeficientes de desgaste ao serem ensaiados com alumina, porém esses dois materiais diferem de maneira significativa em relação à liga ST1 ensaiada com Al_2O_3. Os dois primeiros materiais possuem microestrutura muito semelhante com carbonetos eutéticos interdendríticos, sendo diferenciadas principalmente pelo seu refinamento. Apesar disto ser um dos fatores para o aumento da dureza liga ST12 em quase 14% em relação a ST6, isso não demonstrou ser significativo quando se utilizou o abrasivo de Al_2O_3 nos ensaios. Porém, a liga ST1, que possui carbonetos primários e microestrutura ainda mais refinada, além da fração volumétrica de carbonetos elevada, demonstrou ter uma maior resistência ao desgaste sob essas condições de ensaio.

Para os ensaios realizados com SiC, as ligas ST6, ST12 e ST1 demonstraram comportamento tribológico semelhante, não havendo diferenças significativas nas suas respostas ao desgaste. Isso pode está relacionado com a natureza do abrasivo, que possui dureza entre 2100 - 2600 HV (HUTCHINGS, 1992). Ao promover o desgaste, esse abrasivo não encontra dificuldade para desgastar tanto a matriz dessas ligas quanto os carbonetos, por exemplos os do tipo M_7C_3, que possuem dureza média, segundo Antony (1983) e Marques et al. (2017), de aproximadamente 1600 HV. A razão entre a dureza média do abrasivo de SiC e dureza dos carbonetos presentes nessas ligas é de $H_a/H_c \approx 1{,}5$ valor relativamente alto que indica a capacidade do abrasivo de promover riscamento dos carbonetos e consequentemente aumentar o desgaste. Além disso, é importante ressaltar que o abrasivo de SiC é que possui menor fator de esfericidade, sendo o abrasivo mais cortante.

Quando o abrasivo foi substituído no tribossistema pela a sílica, esses três revestimentos apresentam respostas diferentes, sendo os coeficientes de desgaste muito sensível ao teor de carbono das ligas. As ligas estudadas que apresentaram maiores frações volumétricas de carbonetos em sua microestrutura demonstraram maior resistência ao desgaste microabrasivo. Portanto, a liga ST1 teve menor valor de k seguido pela liga ST12 e ST6, respectivamente. A razão entre a dureza média do abrasivo de sílica e a dureza dos carbonetos é de H_a/H_c

≈ 0,6 valor que indica a habilidade dos carbonetos em resistir ao desgaste quando posto de frente a esse abrasivo.

A liga LSF foi a que demonstrou menores valores para k dentre todos os materiais avaliados com Al_2O_3 e SiO_2, porém os resultados do teste de Tukey mostram que os coeficientes de desgaste dessa, liga para os abrasivos citados, são estatisticamente iguais ao valores encontrados para a liga ST1. Isso pode ser justificado pela concentração de carbono e consequentemente de carbonetos nessas duas ligas que são bem próximos, como citado por Marques (2017). Entretanto, quando ensaiado com o abrasivo mais duro e mais pontiagudo, SiC, essa liga teve desempenho inferior a todas as ligas depositadas por laser cladding e não demonstrou relação com o percentual de carbono das ligas.

O comportamento diferenciado dos coeficientes de desgaste para os ensaios realizados com abrasivo de SiC pode está relacionado com uma possível mudança do mecanismos de desgaste, variando entre mecanismos dúcteis e frágeis. Quando a pressão exercida pelo abrasivo de SiC, que possui menor fator de esfericidade, atinge uma pressão crítica, existe a possibilidade de ocorrer microtrincas ao longo dos carbonetos, dando origem ao desgaste por mecanismos frágeis. Assim, os carbonetos presente na liga fundida LSF, que são relativamente grandes quando comparados àqueles presentes nas amostras revestidas por laser cladding, são mais propensos a ação dos abrasivos de SiC, favorecendo o surgimento dessas microtrincas, condição que leva ao maior coeficiente de desgaste nessa liga

A Tabela 12 mostra o percentual de redução do coeficiente de desgaste em relação à liga Co30Cr19Fe para todos os abrasivos utilizados.

Tabela 12 - Percentual de redução do coeficiente de desgaste dimensional em relação à liga Co30Cr19Fe.

Redução percentual do coeficiente de desgaste (%)			
Amostra	**Abrasivo**		
	Al_2O_3	**SiC**	**SiO_2**
ST6	14,66	24,57	30,42
ST12	17,60	17,91	46,02
ST1	23,52	26,34	60,26
LSF	25,64	12,10	66,83

Fonte: Autor.

Os dados da Tabela 12 concordam com os resultados encontrados na ANOVA e no teste de Tukey, mostrando que o percentual de redução do coeficiente de desgaste é mínimo ao mudar de ST6 para ST12 e ST1 para LSF com o abrasivo de Al_2O_3, da mesma forma que a redução é mínima ao mudar de ST1 para LSF com sílica.

4.4 MICROMECANISMOS DE DESGASTE

O ensaio de microabrasão é caracterizado por gerar calotas esféricas de desgaste cujo diâmetro é utilizado para determinar o coeficiente de desgaste do material. A Figura 48 apresenta o aspecto característico dessas calotas formadas durante a microabrasão da liga Co30Cr19Fe utilizando os três abrasivos. Como observado, o abrasivo de Al_2O_3 produziu a calota de maior diâmetro, seguida de perto pelo o abrasivo SiC e por último a calota produzida pela SiO_2.

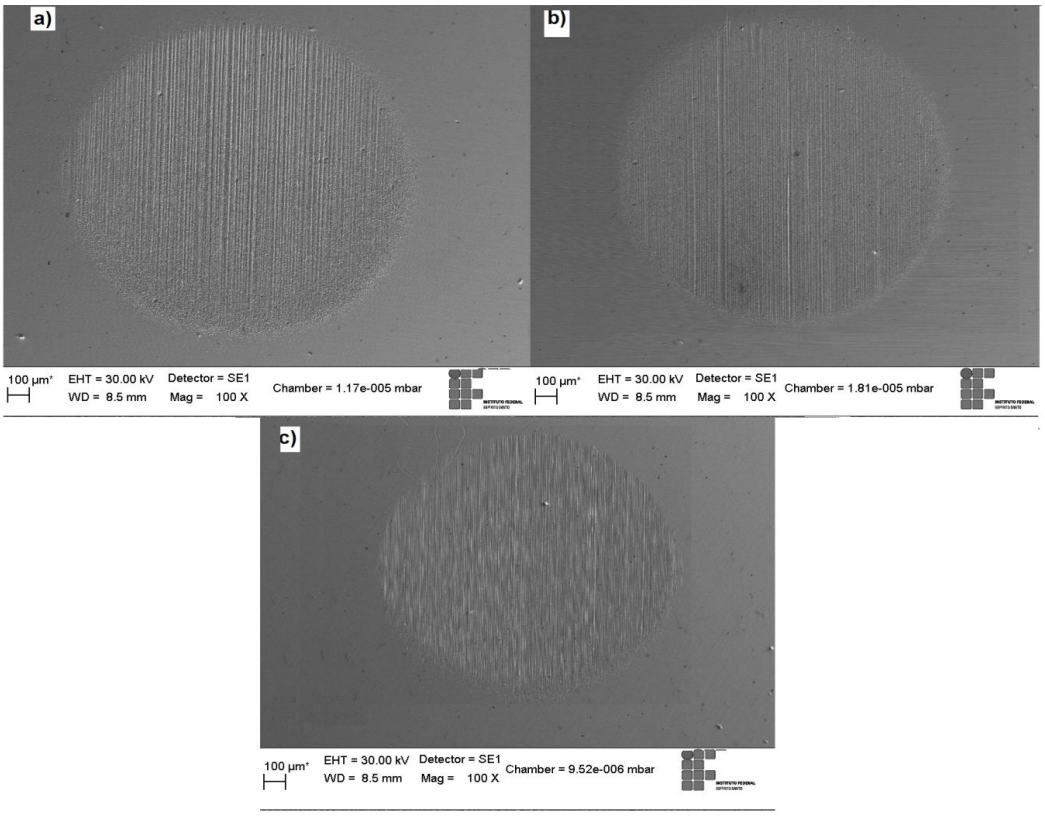


Figura 48 - Calota de desgaste típica de ensaio de microabrasão para a liga Co30Cr19Fe com abrasivo a) Al_2O_3 b) SiC e c) SiO_2. MEV com elétrons secundários e aumento 100x.

O micromecanismo desgaste predominante atuando na liga Co30Cr19Fe é o riscamento no qual pode ser observado pela imagem de MEV da Figura 48. A Figura 49 mostra o centro das calotas de desgaste para essa liga, em que podemos constatar a presença de riscos paralelos unidirecionais sobre toda a superfície, confirmando a atuação do micromecanismo de riscamento.

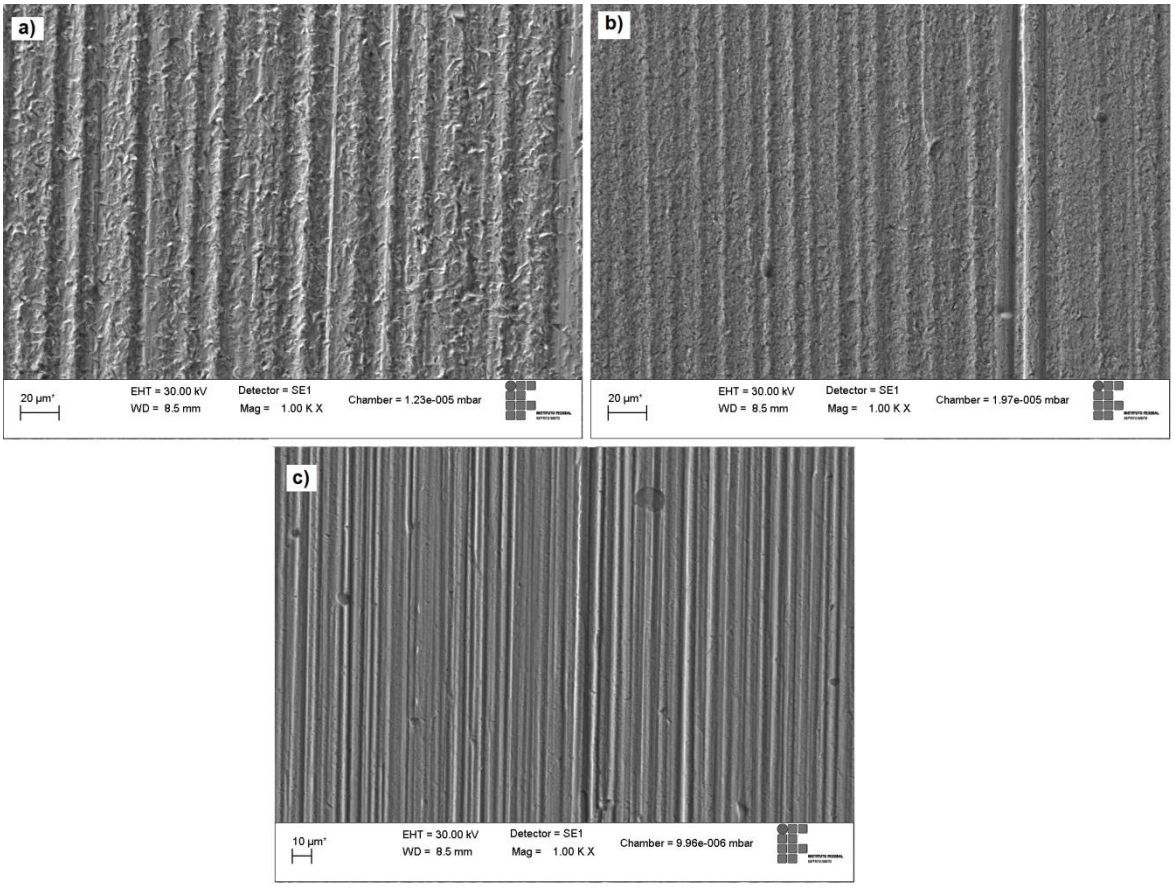


Figura 49 - Imagens de MEV por elétrons secundários mostrando o centro da calota de desgaste para liga Co30Cr19Fe com os abrasivos a) Al_2O_3, b) SiC e c) SiO_2. Aumento de 1000x.

É possível observar nas bordas das calotas de desgaste, a presença de marcas de indentações, principalmente naquela que teve o desgaste causado pelas partículas de alumina. As imagens da Figura 50 nos revela esse fenômeno em maior detalhe para a liga de Co30Cr19Fe ensaiada com Al_2O_3.

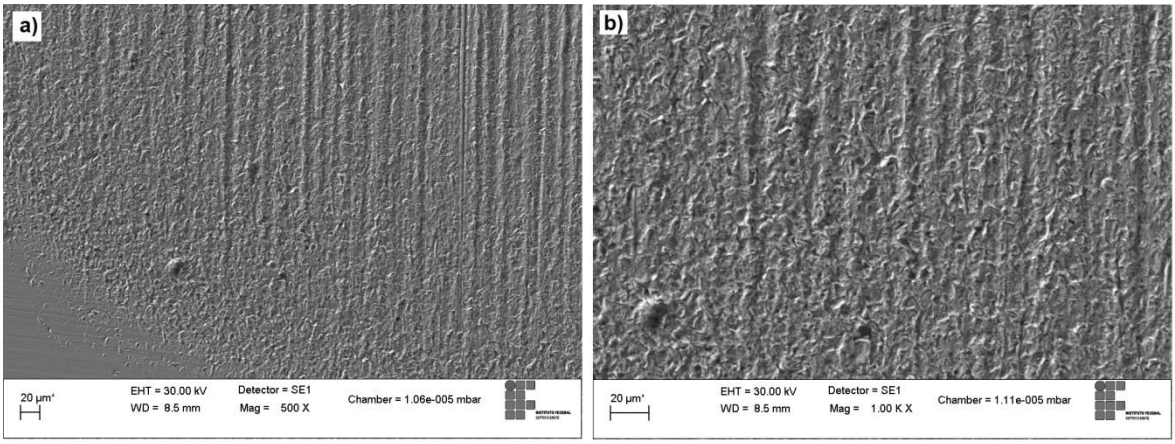


Figura 50 - Imagens de MEV mostrando o fenômeno de scuffing na borda da calota produzida na liga Co30Cr19Fe com Al_2O_3. a) aumento de 500x b) aumento de 1000x.

Esse fenômeno é denominado de “scuffing” e também foi observado em algumas calotas no trabalho de Kelly, et al. (2001). Segundo estes autores, essas marcas de indentações ocorrem na entrada da calota, região em que as partículas abrasivas iniciam a interação com a amostra, e são devido às partículas abrasivas maiores que não entram imediatamente na região de contato entre a esfera e a superfície da amostra, tal como acontece com as partículas menores, mas rolam para fora da área principal de contato causando múltiplas indentações aleatórias.

Os autores ainda citam que para um contracorpo esférico com 25 mm de diâmetro, as partículas abrasivas que possuem tamanho menor que 6 µm conseguem entrar imediatamente e se mover satisfatoriamente na zona de contato. Os abrasivos de alumina, carbeto de silício e sílica possuem tamanho médio de 9,5 µm, 5,5 µm e 4,5 µm, respectivamente. Dessa forma, se espera que o efeito de “scuffing” aconteça preferencialmente nos ensaios realizados com o abrasivo de alumina, que tem tamanho superior ao tamanho citado por Kelly et al. (2001) e, em menor proporção para as partículas de carbeto de silício e sílica, fato que é evidenciado, não somente nas calotas de desgaste dos ensaios realizados com a liga Co30Cr19Fe, mas em todos os materiais avaliados.

Nos ensaios realizados com as amostras recobertas por laser cladding com a liga ST1, o mecanismo de desgaste predominante permaneceu sendo o riscamento para os três abrasivos. Analisando o centro da calota formada para esse revestimento, Figura 51, temos que o desgaste causado pelas partículas de Al_2O_3

e SiC não fizeram distinção entre a matriz e carbonetos, Figura 51.a e 51.b, enquanto que essa diferença pode ser percebida ao analisar o desgaste causado pelas partículas de SiO_2 na Figura 51.c.

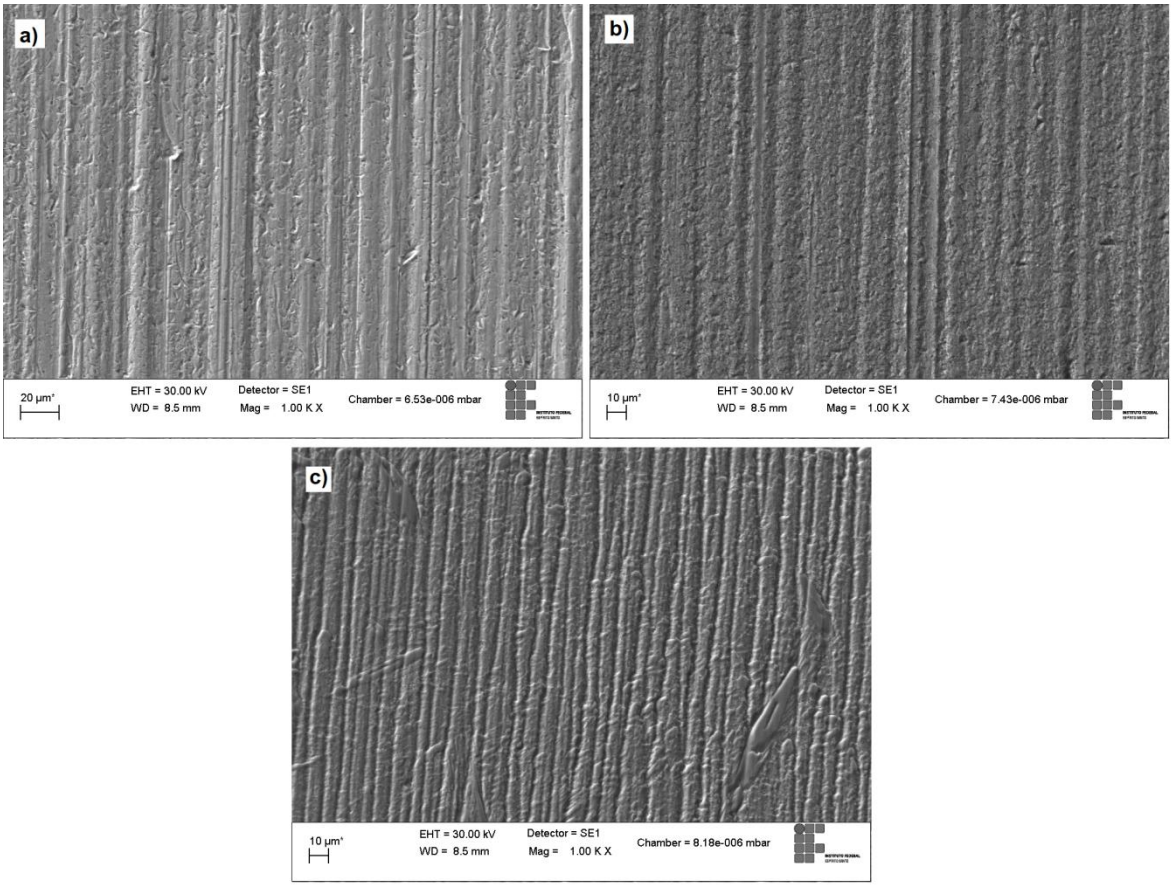


Figura 51 - Imagens de MEV por elétrons secundários mostrando o centro da calota de desgaste para amostras da liga ST1 depositada por laser cladding. Ensaio realizado com os abrasivos a) Al_2O_3, b) SiC e c) SiO_2. Aumento de 1000x.

Esse fato é justificado pela a relação de dureza existente entre o abrasivo e a dureza da superfície (H_a/H_s). Segundo Zum Gahr (1987), para materiais contendo carbonetos, quando essa razão é inferior a um valor em torno de 0,8 o desgaste tem uma tendência de ser moderado. A razão existente entre a dureza média dos abrasivos de SiC e Al_2O_3 com a dureza dos carbonetos, visto na seção anterior, é de aproximadamente 1,5 e 1,2 respectivamente. Esses valores estão na região de transição entre um desgaste abrasivo moderado e o severo, dessa forma os abrasivos de alumina e carbeto de silício não distinguem os carbonetos e a matriz

do revestimento, sendo os riscos contínuos ao longo da superfície desgastada. Quando avaliado a relação entre a dureza da sílica e dos carbonetos, temos o valor de $H_a/H_s \approx 0,60$ e, assim, o desgaste passa a ser moderado, de tal forma, em algumas situações, o abrasivo contorna os carbonetos primários da liga ST1 promovendo desgaste severo apenas na matriz cuja relação $H_a/H_s \approx 3,90$.

As Figuras 52 e 53 apresentam os micromecanismo encontrados nas calotas de desgaste das amostras revestidas com as ligas ST6 e ST12, respectivamente.

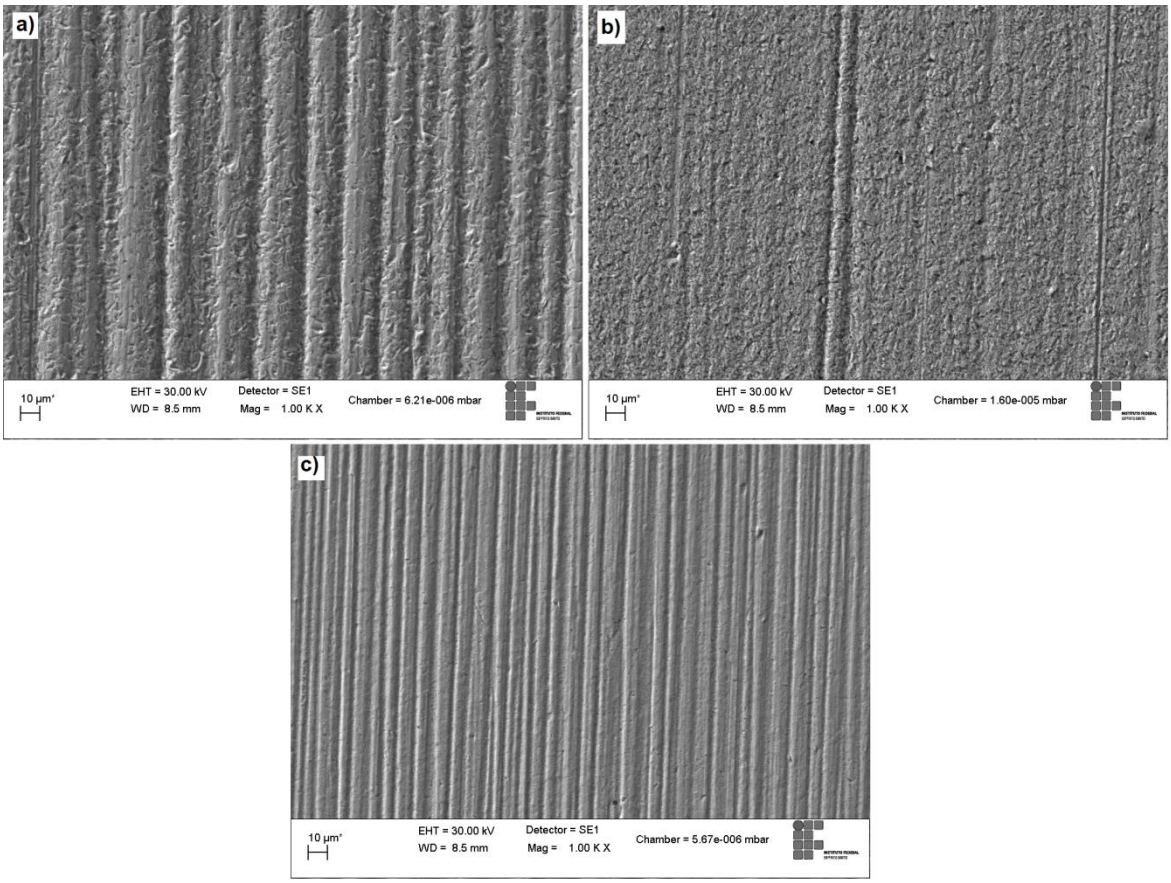


Figura 52 - - Imagens de MEV por elétrons secundários mostrando o centro da calota de desgaste para amostras da liga ST6 depositada por laser cladding. Ensaio realizado com os abrasivos a) Al_2O_3, b) SiC e c) SiO_2. Aumento de 1000x.

A análise das Figuras 52 e 53 revelam que as duas ligas possuem micromecanismos semelhantes. Uma justificativa para esse comportamento é que os dois materiais, como visto, possuem microestruturas muito semelhantes assim como valores de dureza próximos.

Para a condição que emprega o abrasivo de alumina, vimos que não houve diferença estatística nos coeficiente de desgaste desse material, sendo o micromecanismo de desgaste predominante o riscamento causado pelas partículas abrasivas, e que é confirmado nas Figuras 52.a e 53.a.

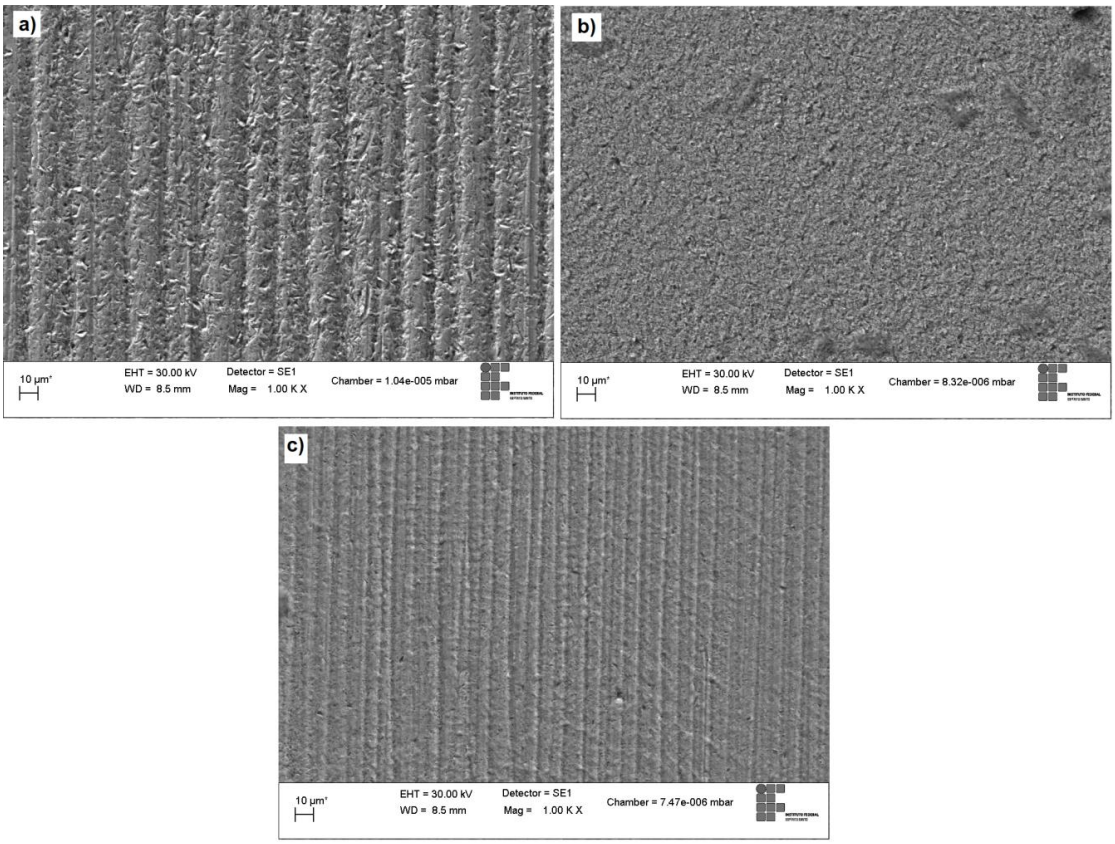


Figura 53 - Imagens de MEV por elétrons secundários mostrando o centro da calota de desgaste para amostras da liga ST12 depositada por laser cladding. Ensaio realizado com os abrasivos a) Al_2O_3, b) SiC e c) SiO_2. Aumento de 1000x

Quando o abrasivo responsável pelo desgaste é o carbeto de silício, ocorre uma mudança no micromecanismo de desgaste predominante. Na amostra revestida com a liga ST6, Figura 52.b, observa se a presença de múltiplas indentações sobre a superfície ao mesmo tempo em que é possível observar a existência de riscos finos. Portanto o micromecanismo predominante nesse material é o mecanismo misto de desgaste. Avaliando a amostra ST12, Figura 53.b, apenas as marcas de múltiplas indentações são observadas, característica do mecanismo de desgaste por rolamento.

Nos ensaios das ligas ST6 e ST12 utilizando a sílica como abrasivo, o mecanismo predominante de desgaste é o riscamento, como verificado nas Figuras 52.c e 53.c. Apesar dos dois revestimentos apresentarem mecanismos semelhantes, foi constatado que o coeficiente de desgaste para esse abrasivo é estatisticamente diferente. Isso é justificado devido ao fato do abrasivo em questão possuir dureza menor que a dureza dos carbonetos presente nas ligas, e como o teor de carbono é relativamente maior na liga ST12, essa liga tem a tendência de possuir maior fração de carbonetos, resistindo ainda mais ao desgaste que a liga ST6.

Por fim, os micromecanismos predominantes na liga LSF pode ser visualizada através da Figura 54.

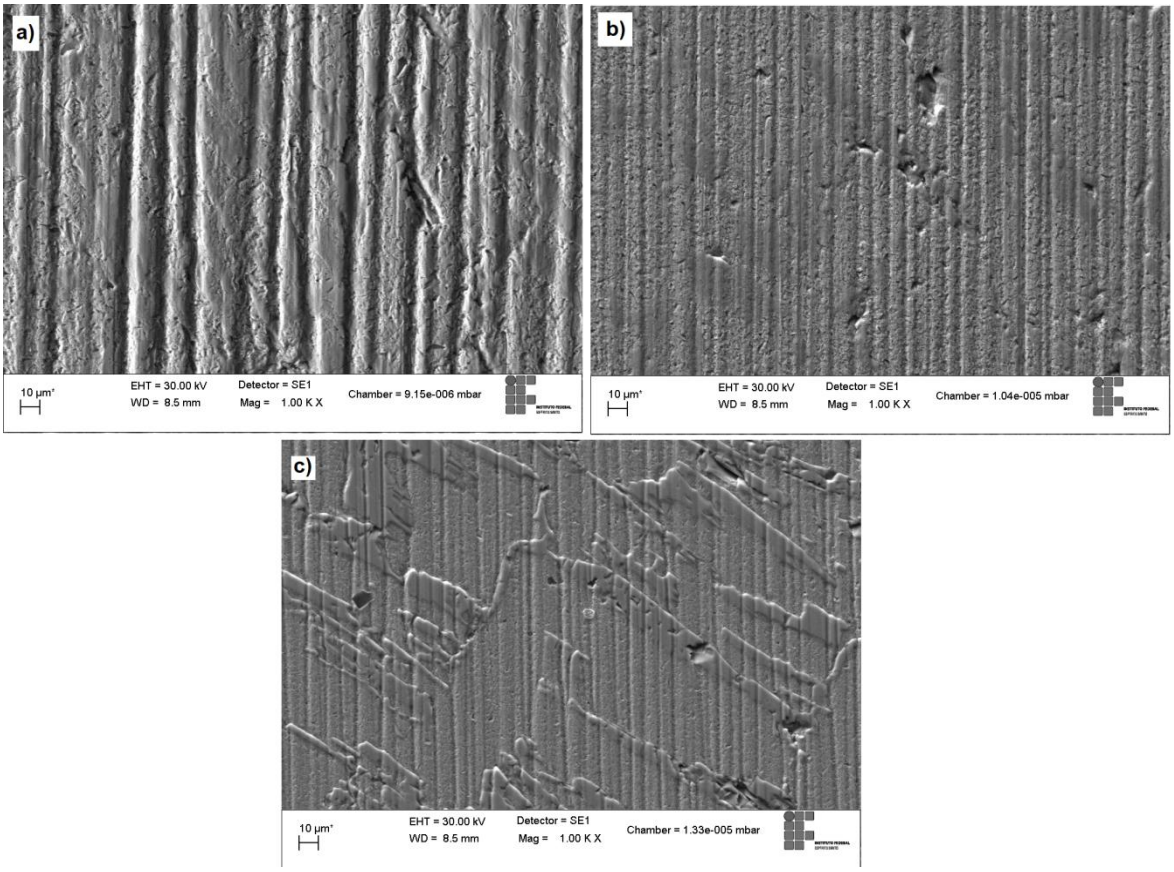


Figura 54 - Imagens de MEV por elétrons secundários mostrando o centro da calota de desgaste para liga LSF. Ensaio realizado com os abrasivos a) Al_2O_3, b) SiC e c) SiO_2. Aumento de 1000x.

Observa-se que o mecanismo desgaste predominante neste material, independentemente do abrasivo utilizado no ensaio, é o riscamento promovido pelas as partículas abrasivas. Os sulcos provocados pelas partículas de Al_2O_3 são aparentemente mais profundos que os sulcos gerados pelas partículas de SiC e SiO_2, sendo essa condição que apresentou o maior desgaste nesta liga. Além disso, tanto a alumina quanto o carbeto de silício, mais uma vez, não fizeram distinção entre matriz e carboneto, riscando as duas fases.

4.4.1 Micromecanismo secundário de desgaste por rolamento

Durante avaliação dos micromecanismos de desgaste atuantes, foi observada uma quantidade considerável de microendentações presentes nos sulcos daquelas amostras cujo mecanismo de desgaste predominante é o riscamento. Através da Figura 55 e 56 é possível observar a presença dessas microindentações na liga LSF.

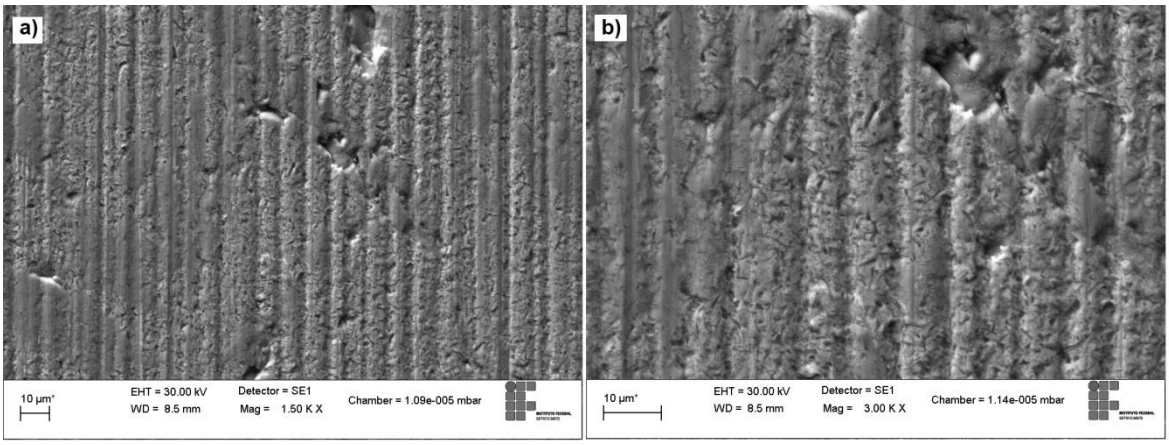


Figura 55 - Mecanismo secundário de desgaste na liga LSF ensaiada com SiC. a) aumento 1500x b) aumento 3000x.

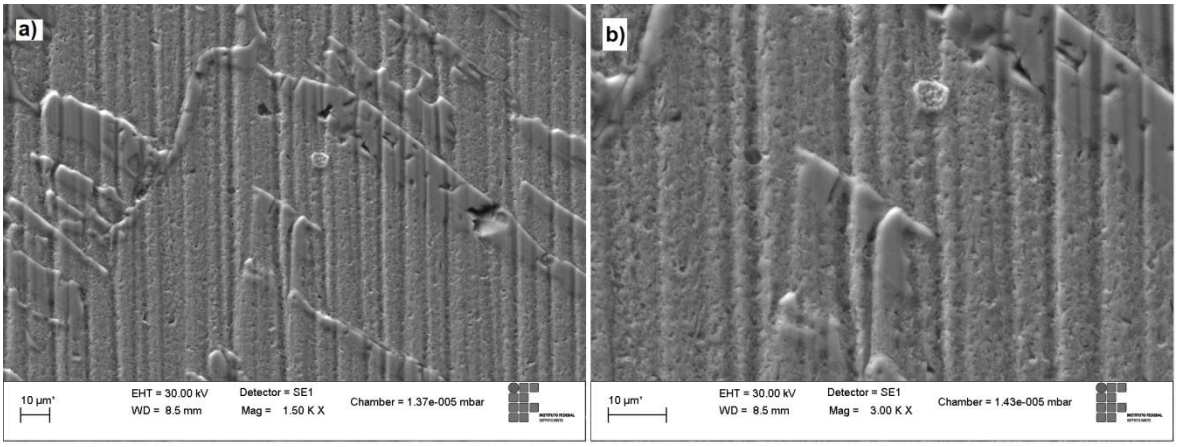


Figura 56 - Mecanismo secundário de desgaste na liga LSF ensaiada com SiO_2. a) aumento 1500x b) aumento 3000x.

Essas microindentações foram citadas nos trabalhos de Cozza, et al. (2009), Gomez, et al. (2015) como um fenômeno de abrasão por microrrolamento, enquanto Marques (2017) considera esse fenômeno como desgaste abrasivo secundário por rolamento.

Segundo Marques (2017), esse mecanismo de desgaste acontece de maneira preferencial no interior dos sulcos formados durante a passagem das partículas abrasivas, lembrando que os abrasivos utilizados possuem distribuição mostrada na Figura 32, de tal forma, que diferentes tamanhos de partículas atuam na interface de contato. Além de promover abertura de um sulco de desgaste sobre a superfície ensaiada, as partículas maiores também suportam a carga aplicada, de maneira que uma distância entre a esfera a amostra é mantida. Esses sulcos se tornam caminhos preferenciais para as partículas menores presentes na lama abrasiva e que não conseguem promover o riscamento da superfície, porém passam a ter um movimento de rolamento dentro dos sulcos causando as microindentações observadas. Devido ao fato que o rolamento das partículas abrasivas menores ocorre apenas após abertura dos sulcos pelos abrasivos de maior tamanho médio, o autor citado considera esse fenômeno como desgaste abrasivo secundário por rolamento.

4.5 SEVERIDADE

A análise de severidade possibilitou compreender os mecanismos de desgaste observados na seção anterior, justificando a presença dos mecanismos predominantes e do mecanismo secundário de desgaste por rolamento.

Nos cálculos das severidades foram utilizados valores de dureza Vickers, com carga de ensaio 10 kgf, para determinar a relação de dureza entre amostras ensaiada e a esfera.

Nas previsões dos micromecanismos desgaste, realizados pela análise de severidade, foi necessário considerar a influência da distribuição do tamanho das partículas abrasivas. Essa influência também foi relatada nos trabalhos de Gava, et al. (2013) e Gomez, et al. (2015), no qual os autores encontraram uma melhor correlação entre os resultados experimentais e análise de severidade quando a distribuição das partículas abrasivas utilizadas foram consideradas.

Portanto, nos mapas de desgaste abaixo, para estimar a fração de partículas abrasivas atuantes no contato inicial, o modelo proposto por Szuder apud de Mello et al. (2017) foi utilizado. O modelo considera que em uma distribuição Gaussiana de partículas abrasivas, cerca 15% a 20% das partículas abrasivas maiores podem promover deformação plástica na superfície, tendo assim, influência significativa no processo de desgaste. Considerações similares foram feitas Greenwood e Williamson (1966), no qual os autores consideram que no contato de superfícies planas, com distribuição Gaussiana das alturas das asperezas, cerca de 20% das asperezas maiores entram em contato com a superfície oposta.

Fundamentado nesses modelos, é possível estimar a menor fração volumétrica de partículas que estará atuando no contato inicial entre a amostra e a esfera, garantindo uma distância de separação mínima positiva, utilizando a distância de separação proposto por Adachi, et al. (2003), por meio da equação 17. Os dados calculados estão apresentados no Apêndice D.

A Figura 57 apresenta o mapa de desgaste mostrando as severidades de desgaste para os ensaios realizados com abrasivo de Al_2O_3, para todas as amostras avaliadas, juntamente com a evolução dessas severidades ao longo do tempo de ensaio.

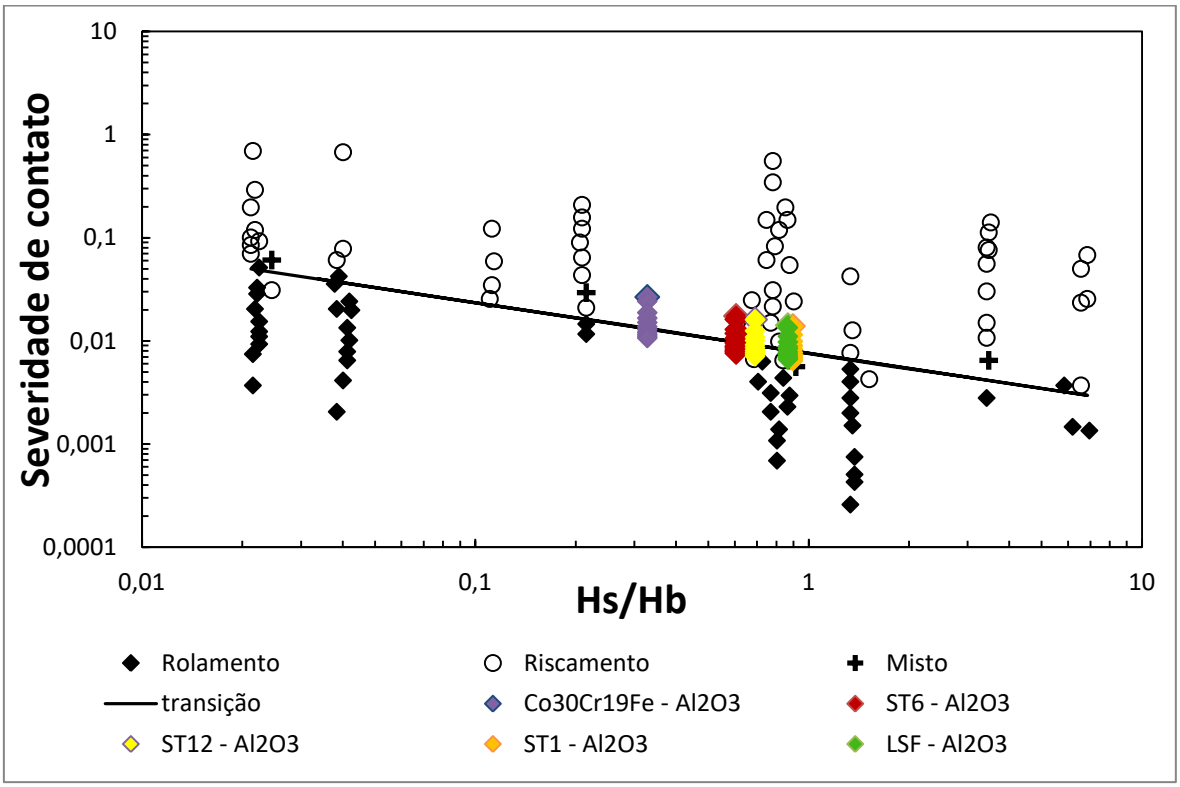


Figura 57 - Mapa de desgaste apresentando a evolução da severidade de desgaste para os ensaios realizados com abrasivo de Al_2O_3 para todas as amostras avaliadas. Fonte: adaptado de (ADACHI, et al., 2003).

Observa-se que a severidade de desgaste possui a tendência de diminuir à medida que o ensaio prossegue, devido ao aumento da área de interação com aumento da distância deslizada, tornando menos severo o ensaio.

O micromecanismo de desgaste predominante, previsto pelo mapa de desgaste da Figura 57, para todas as amostras ensaiadas com abrasivo Al_2O_3 foi o mecanismo de riscamento. Esses resultados, apresentados pela análise de severidade, estão de acordo com os micromecanismos predominantes que foram observados experimentalmente nas calotas de desgaste dos ensaios realizados com abrasivo de alumina.

Além disso, com a diminuição da severidade à medida que o ensaio evolui, é possível prever a presença do micromecanismo de rolamento. Estes resultados estão de acordo com as microindentações observadas nos sulcos das calotas de desgaste.

Para os ensaios realizados com abrasivo de sílica, os valores das severidades calculadas estão apresentados no mapa de desgaste da Figura 58.

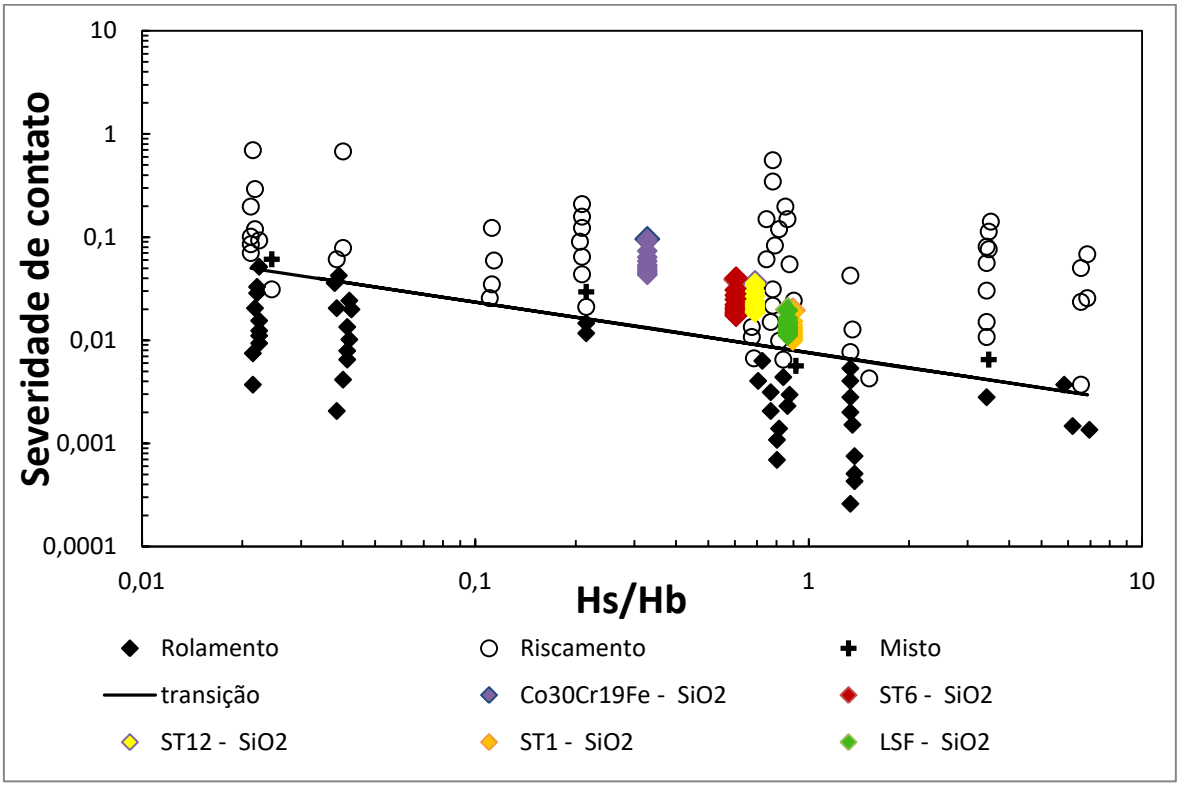


Figura 58 - Mapa de desgaste apresentando a evolução da severidade de desgaste para os ensaios realizados com abrasivo de SiO_2 para todas as amostras avaliadas. Fonte: adaptado de (ADACHI, et al., 2003).

Os micromecanismos predominantes previstos pela análise de severidade para as amostras ensaiadas com abrasivo de SiO_2 foram riscamento. Essas previsões estão todas em conformidade com os micromecanismos predominantes observados experimentalmente nas calotas produzidas por esse abrasivo.

A evolução da severidade de desgaste com o decorrer do tempo de ensaio mostra que o riscamento permaneceu sendo mecanismo predominante nas condições avaliadas, porém existe a tendência do mecanismo alcançar a região dominada pelo micromecanismo de rolamento.

A Figura 59 apresenta o mapa de desgaste para as amostras ensaiadas com abrasivo de carbeto de silício.

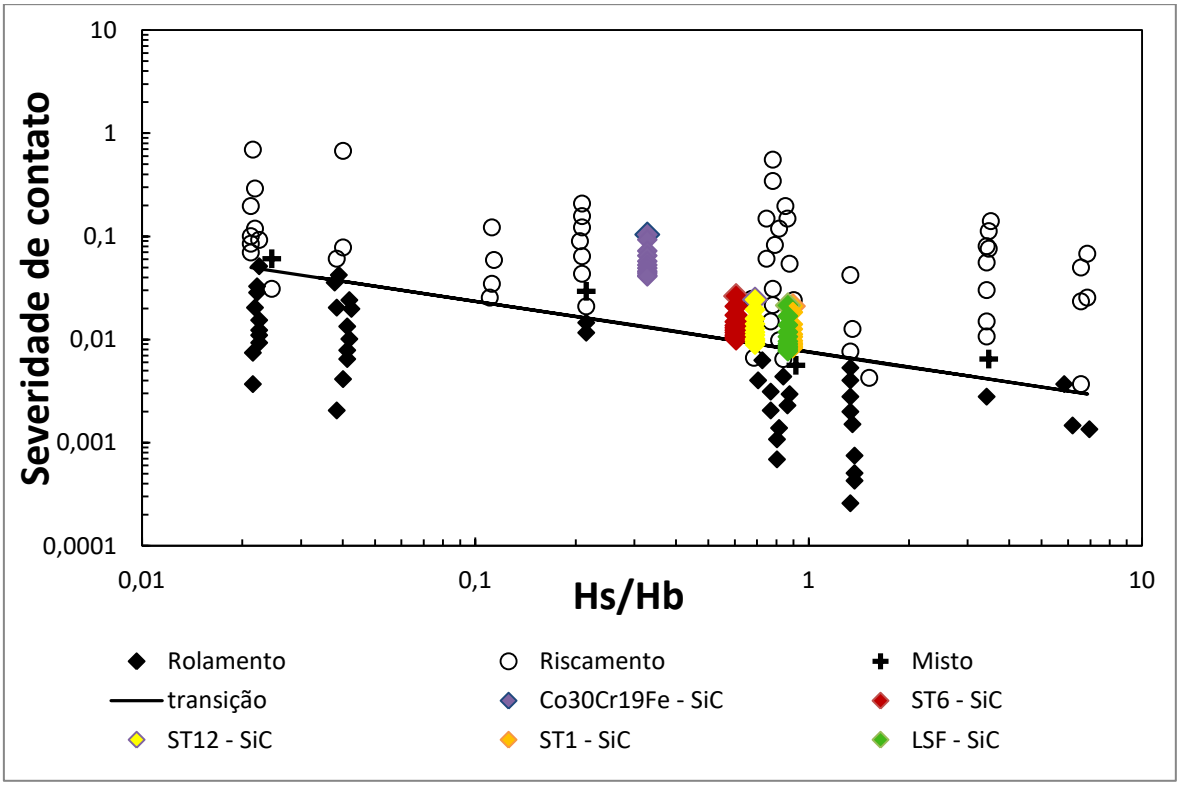


Figura 59 - Mapa de desgaste apresentando a evolução da severidade de desgaste para os ensaios realizados com abrasivo de SiC para todas as amostras avaliadas. Fonte: adaptado de (ADACHI, et al., 2003).

A análise de severidade para os ensaios realizados com SiC preveem valores de severidade dentro da região dominada pelo mecanismo de riscamento. Esse é o mecanismo experimentalmente predominante observado nas calotas de desgaste das amostras Co30Cr19Fe, ST1 e LSF, porém nas calotas das amostras ST6 e ST12 os mecanismos predominantes observados experimentalmente foram o misto e o rolamento. Esse fato pode ser justificado porque a fração volumétrica utilizada nos cálculos da severidade são as frações volumétricas mínimas necessárias para que exista uma distância de separação mínima inicial entre amostra e esfera, porém a fração volumétrica efetivamente atuante pode ser maior que a indicada. Com aumento da fração volumétrica, a severidade tende a diminuir, sendo deslocada para região dominada pelo o rolamento, passando pela região de transição no qual mecanismo misto é predominante, justificando assim, a presença dos mecanismos observados experimentalmente.

5 CONCLUSÕES

Os materiais estudados tiveram suas microestruturas fortemente influenciadas pelo processo de fabricação, sendo as amostras com revestimento produzido por laser cladding extremamente refinadas, devido às altas taxas de solidificação associadas ao processo, quando comparadas as amostras produzidas por fundição.

Os revestimentos são homogêneos, em termos microestruturais, ao longo de toda seção transversal, com um perfil de durezas também homogêneo indicando uma baixa dissolução.

Estatisticamente, os coeficientes de desgaste dos ensaios realizados são influenciados tanto pelo abrasivo utilizado quanto pelo material da amostra que está sendo ensaiada.

Em geral, maiores coeficientes de desgaste foram obtidos utilizando o abrasivo de alumina, e a seguir, abrasivos de carbeto de silício e pela sílica. O maior tamanho médio das partículas Al_2O_3 foi fator relevante para a severidade do desgaste nos tribossistemas estudados.

Nos ensaios realizados com abrasivo que possui dureza inferior a dureza dos carbonetos, isto é, a sílica, existe uma clara melhora na resistência ao desgaste do material com o aumento do percentual de carbono na liga.

A liga fundida Co30Cr19Fe teve a menor resistência ao desgaste independentemente do abrasivo utilizado.

O revestimento da liga Co30Cr19Fe com as ligas Stellites, pelo processo de laser cladding, promoveu melhoria na resistência ao desgaste microabrasivo das amostras avaliadas.

As amostras revestidas com as ligas ST6 e ST12 demonstraram serem estatisticamente iguais resistentes à microabrasão quando abrasivos com dureza superior a dureza dos carbonetos presentes nessas ligas estão envolvidos no

processo de desgaste, porém para abrasivos com dureza menores que as dos carbonetos, a amostra ST12 foi mais resistente.

Entre as amostras revestidas pela técnica de laser cladding, aquelas com revestimento da liga ST1 demonstraram maior resistência ao desgaste.

Amostras da liga LSF, proveniente do processo de fundição, em geral, tiveram o melhor comportamento tribológico entre as amostras apreciadas, exceto quando abrasivo de SiC foi utilizado. Estatisticamente, o comportamento das amostras das ligas LSF fundidas foi semelhante a das ligas recobertas com ST1 pela técnica de laser cladding.

O mecanismo de desgaste predominante foi o riscamento para as amostras Co30Cr19Fe, ST1, ST6, ST12 e LSF para os ensaios realizados com abrasivo de Al_2O_3 e SiO_2. Nos ensaios realizados com abrasivo SiC, o riscamento foi o mecanismo predominante para as amostras Co30Cr19Fe, ST1 e LSF, enquanto o mecanismo misto predominou o desgaste na amostras ST6 e o mecanismo de rolamento na amostra ST12.

A presença do mecanismo secundário por rolamento foi identificado para amostras cujo mecanismo predominante de desgaste foi o riscamento.

A análise de severidade mostrou a influência da distribuição granulométrica das partículas abrasivas nos mecanismos de desgaste, obtendo se uma melhor relação entre os mecanismos experimentalmente observados e os mecanismos previstos quando a distribuição foi considerada. Adicionalmente, permitiu se associar o mecanismo secundário de desgaste por rolamento às partículas abrasivas de menor tamanho.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Estudar a influência dos parâmetros de deposição por laser cladding sobre o comportamento em desgaste microabrasivo dessas superligas, variando a velocidade de deposição.

Estudar o comportamento diferenciado do coeficiente de desgaste dimensional nos ensaios realizados com carbeto de silício, verificando a existência de mecanismos frágeis.

Realizar a microabrasão com diferentes cargas e frações volumétricas para verificar a variação dos mecanismos de desgastes.

.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASTM E-407-07. **Standard Practice for Microetching Metals and Alloys.** *ASTM International.* 2011.

ADACHI, K.; HUTCHINGS, I. M. Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test. ***Wear**, v*. 255, pp. 23-29, 2003.

AHMED, R.; ASHRAF, A.; ELAMEEN, M.; FAISAL, N. H.; EL-SHERIK, A. M.; ELAKWAH, Y. O.; GOOSEN, M. F. A. Single asperity nanoscratch behaviour of HIPed and cast Stellite 6 alloys. ***Wear***, vol. 312, pp. 70-82, 2014.

ALLSOPP, D. N., TREZONA, R. I.; HUTCHINGS, I. M. The effects of ball surface condition in the micro-scale abrasive wear test. ***Tribology Letters**, v*ol. 5, pp. 259–264, 1998.

ALMEIDA, A.; PETROV, P.; NOGUEIRA, I.; VILAR, R. Structure and properties of Al–Nb alloys produced by laser surface alloying. ***Materials Science and Engineering,** vol.* 303, pp. 273–280, 2001.

ANTONY, K. C. Wear resistant Cobalt-based alloys. **Journal of Metals**, vol. 35, pp. 52-60, 1983.

ARCHARD, J. F.; BUTTERY, T. C. Grinding and abrasive wear. ***Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, v***ol. 185, pp. 537-551, 1970.

ASM INTERNATIONAL. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. ASM International, vol. 2, 1990.

CHAN, C., MAZUMDER, J.; CHEN, M. M. A two-dimensional transient model for convection in laser melted pool. ***METALLURGICAL TRANSACTIONS A, v***ol. 15A, pp. 2175-2184, 1984.

COZZA, R. C., TANAKA, D. K.; SOUZA, R. M. Friction coefficient and abrasive wear modes in ball-cratering tests conducted at constant normal force and constant pressure - Preliminary results. ***Wear,** vol.* 267, pp. 61-70, 2009.

DAVIS, J. R. ***ASM Specialty Handbook - Nickel, Cobalt, and their alloys.*** ASM International, 2000.

DAVIS, J. R. ***ASM Specialty Handbook - Heat-Resistance Materials.*** ASM International, 1997.

DEAL, A.; OTHON, M.; LE TARTE, L.; MORRA, M. Tensile property investigation of cast and wrought Co-Cr-Fe. ***Microscopy and Microanalysis,*** *v*ol. 13, pp. 942-943, 2007.

DE MELLO, J. D. B.; LABIAPARI, W. S.; ARDILA, M. A. N.; OLIVEIRA, S. A. G.; COSTA, H. L. Strain Hardening: Can it Affect Abrasion Resistance? Tribol Lett, 2017.

DELORO. Deloro. **Deloro**, 2018. Disponível em: <https://www.deloro.com/data-sheets/>. Acesso em: 05 de Fevereiro de 2018.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. ***Superalloys: A Technical guide***. 2 ed. ASM International, 2002.

FALLAH, V.; ALIMARDANI, M.; CORBIN, S. F.; KHAJEPOUR, A. Impact of localized surface preheating on the microstructure and crack formation in laser direct deposition of Stellite 1 on AISI 4340 steel. ***Applied Surface Science****,* vol. 257, pp. 1716-1723, 2010.

FALQUETO, L. E. **Estudo do desgaste por deslizamento de ligas de cobalto**. Vitória : Dissertação de Mestrado, 2015.

FALQUETO, L. E.; BUTKUS, D. J.; DE MELLO, J. D. B.; BOZZI, A. C.; SCANDIAN, C. Sliding wear of cobalt-based alloys used in rolling seamless tubes. ***Wear,*** *v*ol. 376-377, pp. 1739-1746, 2017.

FERNANDES, F.; RAMALHO, A.; LOUREIRO, A.; CAVALEIRO, A. Mapping the micro-abrasion resistance of a Ni-based coating deposited by PTA on gray cast iron. ***Wear****, v*ols. 292-293, pp. 151–158, 2012.

FOLTRAN, B. de B. **Comparação dos revestimentos de superligas a base de cobalto (Co-Cr-W-C) depositados por eletrodo revestido, plasma por arco transferido e laser**. Curitiba : Dissertação de mestrado, 2000.

FRENK, A.; KURZ, W. Microstructural effects on the sliding wear resistance of a cobalt-based Alloy. ***Wear,*** vol. 174, pp. 81-91, 1994.

FRENK, A.; KURZ, W. High speed laser cladding: solidification conditions and microstructure of a cobalt-based alloy. ***Materials Science & Engineering,*** vol. 173, pp. 339-342, 1993.

FRENK, A. **Recouvrement Par Laser: Microstruture Et Comportment En Frottement D'un Alliage a Base De Cobalt.** *Tese de doutorado.* Lausanne : Ecole Polytechnique Federale de Lausanne, These N 1101, 1992.

GANT, A. J.; GEE, M. G. A review of micro-scale abrasion testing. ***Jounal Of Physics:*** *Applied physics*, vol. 44, 2011.

GAVA, G. H. S., SOUZA, R. M.; DE MELLO, J. D. B.; MACÊDO, M. C. M.; SCANDIAN, C. Effect of load partition and particle distribution on micro-abrasive wear mapping of two-phase metal matrix composites. ***Wear****, vol.* 301, pp. 130–136, 2013.

GEE, M. G.; WICKS, M. J. Ball crater testing for the measurement of the unlubricated sliding wear of wear-resistant coatings. ***Surface and Coatings Technology,*** vols. 133-134, pp. 376-382, 2000.

GEE, M. G., GANT, A.; HUTCHINGS, I.; BETHKE, R.; SCHIFFMANN, K.; VAN ACKER, K.; POULAT, S.; GACHON, Y.; VON STEBUT, J. Ball Cratering or Micro-Abrasion Wear Testing of Coatings. ***Measurement Good Practice Guide No 57,*** 2002.

GEE, M. G., GANT, A.; HUTCHINGS, I.; BETHKE, R.; SCHIFFMANN, K.; VAN ACKER, K.; POULAT, S.; GACHON, Y.; VON STEBUT, J. Progress towards standardisation of ball cratering. ***Wear****, v*ol. 255, pp. 1-13, 2003.

GILGIEN, P.; KURZ, W. **MICROSTRUCTURE AND PHASE SELECTION IN RAPID LASER PROCESSING.** J. MAZUMDER, et al. *Laser Processing: Surface Treatment and Film Deposition.* s.l. : Springer Netherlands, 1996, Vol. 307, pp. 77-92, 1996.

GNANAMUTHU, D. S. Laser Surface Treatment. ***Optical Engineering**, v*ol. 19, pp. 783 -792, 1980.

GOMEZ, V. A. O. **Efeito da distribuição do tamanho das partículas abrasivas sobre a taxa e modos de desgaste para o ensaio de microabrasão**. Vitória: *Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Espírito Santo.* 2014.

GOMEZ, V. A. O., De Macêdo, M. C. S.; SOUZA, R. M.; SCANDIAN, C. Effect of abrasive particle size distribution on the wear rate and wear mode in micro-scale abrasive wear tests. ***Wear**, v*ols. 328-329, pp. 563-568, 2015.

GREENWOOD, J.A.; WILLIAMSON, J.B.P. Contact of nominally flat surfaces. Proc.R. Soc. Lond. Ser. A Math. Phys. Sci, v. 295(1442), p. 300−319, 1966.

HAN, L., LIOU, F. W.; PHATAK, K. M. Modeling of Laser Cladding with Powder Injection. ***Metallurgical and Materials Transactions B,** v*ol. 35, pp. 1139–1150, 2004.

HUTCHINGS, I. M. 1992. ***Tribology:** Friction and Wear of Engineering Materials.* London : Butterworth-Heinemann, 1992.

HUTCHINGS, I. M. Wear and Lubrification. ***Encyclopedia of Materials**: Science and Technology,* pp. 9551–9556, 2001.

HUTCHINGS, I. M.; TREZONA, R I. Three-body abrasive wear testing of soft materials. ***Wear***, vols. 233–235, pp. 209–221, 1999.

ION, J. C. ***Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application.*** 1 ed., ELSEVIER, pp. 296-326, 2005.

IS0 26424:2008. **Fine ceramics (advanced ceramics,advanced technical ceramics) - Determination of the abrasion resistance of coatings by a micro-scale abrasion test**. International Organization for Standardization, *2008.*

JOST, H. P. Tribology - Origin and Future. ***Wear,** v*ol. 136, pp. 1-17, 1990.

KASSMAN, A., JACOBSON, S.; ERICKSON, L.; HEDENQVIST, P.; OLSSON, M. A new test method for the intrinsic abrasion resistance of thin coatings. ***Surface and Coatings Technology,*** vol. 50, pp. 75—84, 1991.

KELLY, D. A.; HUTCHINGS, I. M. A new method for measurement of particle abrasivity. ***Wear***, vol. 250, pp. 76–80, 2001.

KENNAMETAL. Kennametal. **Kennametal**, 2018 Disponível em: <https://www.kennametal.com/en/home.html>. Acesso em: 05 de Fevereiro 2018.

KENNAMETAL. Kennametal. **Kennametal**, 2017. Disponível em: <http://www.stellite.com/content/dam/kennametal/stellite/literature/Brochures/B-16-05107_KMT_Stellite_HardfacingAlloys_Brochure_EN_LR.pdf>. Acesso em: 22 de novembro de 2017.

KURZ, W.; TRIVEDI, R. Microstructure and phase selection in laser treatment of materials. ***Journal of Engineering Materials and Technology,*** *v*ol. 114, pp. 450-458, 1992.

KUSANO, Y.; HUTCHINGS, I. M. Sources of variability in the free-ball micro-scale abrasion test. ***Wear,*** vol. 258, pp. 313–317, 2005.

KUSMOKO, A., et al. 2013. Deposition of Stellite 6 on Nickel Superalloy and Mild Steel substrates with Laser Cladding. *Advanced Materials Manufacturing & Characterization.* 2013, Vol. 3, pp. 469-473.

MARQUES, F. P. **Influencia das fases edurecedoras α', σ, e χ do aço Super Duplex UNS 32750 no comportamento em microabrasão**. *Vitória: Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Espírito Santo.* 2009.

MARQUES, F. P. **Comportamento tribológico em microabrasão de superligas de cobalto**. São Paulo : Tese Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo , 2017.

MARQUES, F. P., BOZZI, A. C.; SCANDIAN, C.; TSCHIPTSCHIN, A. P. Microabrasion of three experimental cobalt-chromium alloy: wear rates and wear mechanisms. **Wear**, vols. 390-391, pp. 176-183, 2017.

MIRSHEKARI, G. R., DAEE, S.; BONABI, S. F.; TAVAKOLI, M. R; SHAFYEI, A.; SAFAEI, M. Effect of interlayers on the microstructure and wear resistance of Stellite 6 coatings deposited on AISI 420 stainless steel by GTAW technique. ***Surfaces and Interfaces,*** *vol.* 9, 2017, pp. 79-92, 2017.

MISRA, A.; FINNIE, I. A classification of three-body abrasive wear and design of a new tester. ***Wear****.* 1980, vol. 60, pp. 111-121, 1980.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. ***Phase Transformations in Metals and Alloys****.* 2 ed. Springer Science and Business Media, pp. 208-220, 1992.

POWELL, J., HENRY, P. S.; STEEN, W. M. Laser cladding with preplaced powder: analysis of thermal cycling and dilution effects. ***Surface Engineering,*** *v*ol. 4, 2, pp. 141-149, 1988.

RABINOWICZ, E. ***Friction and Wear of Materials****.* 2 ed., John Wiley e Sons, 1995.

REED, R. C. ***The Superalloys: Fundamentals and Applications.*** 1 ed., Cambridge University Press, 2006.

RENZ, A., PRAKASH, B.; HARDELL, J.; LEHMANN, O. High-temperature sliding wear behaviour of Stellite®12 and Tribaloy®T400. ***Wear****, v*ols. 402-405, pp. 148-159, 2018.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. ***Surface and Coatings Technology****, v*ol. 79, pp. 231-239, 1996.

SANGWAL, K., SUROWSKAB, B.; BLAZIAK, P. Analysis of the indentation size effect in the microhardness measurement of some cobalt-based alloys. ***Materials Chemistry and Physics****,* vol. 77, pp. 511–520, 2002.

SANTOS, R. G. ***Transformações de Fases em Materiais Metálicos.*** Editora da Unicamp, 2006.

SAWANT, M. S.; JAIN, N. K. Investigations on wear characteristics of Stellite coating by micro-plasma transferred arc powder deposition process. ***Wear****, v*ols. 378-379, pp. 155-164, 2017.

SHIN, J. C., DOH, J. M.; YOON, J. K.; LEE, D. Y.; KIM, J. S. Effect of molybdenum on the microstructure and wear resistance of cobalt-base Stellite hardfacing alloys. ***Surface and Coatings Technology****,* vol. 166, pp. 117–126, 2003.

SIMS, C. T., STOLOFF, N. S; HAGEL, W. C. ***Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power****.* 2 ed., John Wiley and Sons, 1987.

STACHOWIAK, G. B.; STACHOWIAK, G. W. Wear mechanisms in ball-cratering tests with large abrasive particles. ***Wear,*** *v*ol. 256, pp. 600–607, 2004.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. ***Engineering Tribology****.* 3 ed., Butteworth-Heinemann, 2005.

TOYSERKANI, E., KHAJEPOUR, A; CORBIN, S. ***Laser Cladding****.* CRC Press, 2005.

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****,* vols. 225-229, pp. 205-214, 1999.

VANDER VOORT, G. F. ***Metallography, principles and practice****.* New York : ASM International, 1984.

VANDERSLUIS, E.; RAVINDRAN, C. Comparison of measurement methods for secondary dendrite arm spacing. ***Metallography, Microstructure, and Analysis,*** vol. 6, pp. 89-94, 2017.

VIEIRA, B. L. **Análise do comportamento tribológico em ensaios de microabrasão da superliga de cobalto Co-30Cr-19Fe nitretada a plasma**.Vitória: *Dissertação de Mestrado,* Universidade Federal do Espírito Santo, 2017.

VILAR, R. Laser cladding. ***Journal of laser applications,*** *v*ol. 11, 2, pp. 64-79, 1999.

WATSON, J. E. ***Superalloys:*** *Production, Properties and Applications.* Nova Science Publishers, 2011.

WEERASINGHE, V. M.; STEEN, W. M. Laser cladding with pneumatic powder delivery. ***Applied Laser Tooling****.* Martinus Nijhoff Publishers, pp. 183-211, 1987.

WILLIAMS, J. A.; HYNCICA, A. M. Abrasive wear in lubricated contacts. ***Jounal Of Physics: Applied physics****,* vol. 25, pp. A81-A90, 1992.

YAEDU, A. E.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Cobalt based alloy PTA hardfacing on different substrate steels. ***Materials Science and Technology****, v*ol. 21, pp. 459-466, 2005.

ZHANG, S.; ZHAO, D. ***Aerospace materials handbook****.* CRC Press, 2012.

ZHONG, M.; LIU, W. Laser surface cladding: the state of the art and challenges. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C:* ***Journal of Mechanical Engineering Science,*** *v*ol. 224, pp. 1041-1060, 2010.

ZUM GAHR, K. H. ***Microstructure and Wear of Material.*** New York : Elsevier, 1987.

APÊNDICE A – DADOS DE MEDIÇÃO DO ESPAÇAMENTO DOS BRAÇOS DENDRÍTICOS SECUNDÁRIOS – SDAS

Tabela 13 – Dados do espaçamento dos braços dendríticos secundários - SDAS. Amostras ST6.

Região	Dados para medição do SDAS da amostra ST6		
	L (μm)	N	SDAS (μm)
Região 1	14,44	4	2,610
	19,21	5	2,842
	22,04	5	3,408
	22,12	5	3,424
	25,13	6	3,188
	26,05	6	‘3,342
Região 2	14,46	4	2,615
	15,48	5	2,096
	9,3	3	2,100
	27,08	6	3,513
	25,66	5	4,132
	18,03	5	2,606
Região 3	15,78	4	2,945
	18,77	5	2,754
	17,8	5	2,560
	20,5	6	2,417
	12,81	4	2,203
	17,84	5	2,568
Região 4	17,56	5	2,512
	18,07	5	2,614
	8,35	3	1,783
	16,22	5	2,244
	15,21	5	2,042
Região 5	40,75	10	3,075
	19	5	2,800
	14,51	4	2,628
	11,47	4	1,868
	16,56	5	2,312
	16,06	5	2,212
Região 6	16,66	6	1,777
	10,96	4	1,740
	17,23	6	1,872
	13,4	4	2,350
	17,01	5	2,402
	15,55	5	2,110
Região 7	19,81	6	2,302
	12,95	5	1,590
	18,97	5	2,794
	17,5	5	2,500
	13,38	5	1,676

Região 8	10,39	4	1,598
	20,59	5	3,118
	16,45	5	2,290
	21,42	6	2,570
	21,1	6	2,517
	20,34	6	2,390
	26,48	7	2,783
	25,66	7	2,666
Região 9	32,85	9	2,650
	21,23	6	2,538
	12,69	4	2,173
	18,86	5	2,772
	26,68	7	2,811
	20,87	6	2,478
Região 10	61,61	20	2,081
	22,44	10	1,244
	17,55	6	1,925
	10,76	5	1,152
	32,73	11	1,975
	11,67	5	1,334

Nota: L – comprimento da linha reta desenhada paralelamente ao braço dendrítico primário, N – número de braços dendríticos secundários que cruzam a linha reta.

Tabela 14 – Dados do espaçamento dos braços dendríticos secundários - SDAS. Amostras ST12.

Região	**Dados para medição do SDAS da amostra ST12**		
	L (μm)	**N**	**SDAS (μm)**
Região 1	9,68	7	0,383
	5,41	4	0,353
	8,63	6	0,438
	7,95	5	0,590
	8,45	5	0,690
Região 2	9,38	6	0,563
	14,38	10	0,438
	5,54	4	0,385
	8,11	5	0,622
	10,54	7	0,506
Região 3	15,08	9	0,676
	12,51	7	0,787
	5,91	4	0,478
	10,89	7	0,556
	13,9	8	0,738
Região 4	22,76	13	0,751
	9,13	5	0,826
	13,26	7	0,894
	7,41	5	0,482
	7,01	5	0,402

Região 5	9,57	6	0,595
	9,65	5	0,930
	15,2	7	1,171
	11,14	6	0,857
	7,07	4	0,768
Região 6	12,44	6	1,073
	11,55	5	1,310
	14,23	7	1,033
	12,67	6	1,112
	8,3	4	1,075
Região 7	18,15	10	0,815
	6,94	4	0,735
	18,33	9	1,037
	10,54	5	1,108
	16,65	8	1,081
Região 8	37,52	15	1,501
	17,39	8	1,174
	20,16	10	1,016
	7,52	4	0,880
	13,2	7	0,886
Região 9	18,72	9	1,080
	10,73	5	1,146
	9,06	6	0,510
	7,07	4	0,768
Região 10	36,64	19	0,928
	28,16	17	0,656
	7,99	5	0,598
	15,17	9	0,686

Nota: L – comprimento da linha reta desenhada paralelamente ao braço dendrítico primário, N – número de braços dendríticos secundários que cruzam a linha reta.

APÊNDICE B – DADOS E TESTE ESTATÍSTICO PARA O PERFIL DE DUREZA DOS MATERIAIS DEPOSITADOS POR LASER CLADDING

Tabela 15 – Microdureza Vickers (HV) das amostras revestidas.

Material	Microdureza Vickers (0,1 kgf) do perfil dos revestimentos		
ST1	704,3	657,6	704,3
	721,0	738,2	704,3
	672,7	721,0	738,2
	704,3	756,1	704,3
	756,1	756,1	672,7
	738,2	738,2	704,3
	696,0	688,2	738,2
	704,3	721,0	704,3
	615,4	738,2	643,1
	565,2	724,0	602,3
ST6	491,0	481,6	510,6
	491,0	491,0	500,7
	500,7	520,9	500,7
	500,7	446,6	472,5
	481,6	491,0	481,6
	500,7	491,0	491,0
	491,0	491,0	481,6
	520,9	491,0	472,5
	500,7	500,7	472,5
	500,7	481,6	463,6
ST12	531,5	565,2	553,6
	565,2	577,2	520,9
	565,2	510,6	577,2
	565,2	542,4	589,5
	577,2	577,2	542,4
	565,2	542,4	589,5
	577,2	553,6	542,4
	577,2	589,5	565,2
	542,4	531,5	565,2
	531,5	491,0	553,6

Fonte: Autor.

Tabela 16 - Análise de Variância – ANOVA: Microdureza

Fonte de Variação	SQ	GL	MQ	F	Valor-P	F crítico
Entre grupos	697380,9	2	348690,4	353,5	0,0	3,07
Dentro dos grupos	85817,5	87	986,4			
Total	783198,4	89				

Nota: SQ - soma dos quadrados, GL – graus de liberdade, MQ – média dos quadrados.

Tabela 17 – Teste de Tukey: Microdureza das amostras revestidas

Microdureza das amostras Δ = 19,27		
Material	Média	Contraste
ST1	701,1	-
ST12	555,9	145,1
ST6	490,4	65,5

Fonte: Autor.

APÊNDICE C – DADOS E TESTE ESTATÍSTICO PARA ENSAIO MICROABRASIVO.

Tabela 18 – Coeficiente de desgaste dimensional dos últimos três pontos de cada repetição ensaiada.

Material	Coeficiente de desgaste dimensional k dos últimos 3 pontos de cada condição ensaiada [$m^3(Nm)^{-1}$]		
	Abrasivo		
	Al_2O_3	SiC	SiO_2
Co30Cr19Fe	4,18E-12	3,20E-12	1,80E-12
	4,12E-12	3,16E-12	1,70E-12
	3,92E-12	3,07E-12	1,67E-12
	4,01E-12	3,30E-12	1,82E-12
	3,89E-12	3,20E-12	1,79E-12
	3,87E-12	2,98E-12	1,69E-12
	3,78E-12	3,17E-12	1,83E-12
	3,57E-12	3,15E-12	1,76E-12
	3,47E-12	2,90E-12	1,67E-12
ST1	2,69E-12	2,38E-12	7,21E-13
	2,56E-12	2,31E-12	6,48E-13
	2,49E-12	2,19E-12	6,69E-13
	3,35E-12	2,37E-12	7,31E-13
	3,29E-12	2,32E-12	7,01E-13
	3,12E-12	2,20E-12	6,81E-13
	3,13E-12	2,41E-12	7,24E-13
	3,01E-12	2,34E-12	6,80E-13
	2,97E-12	2,21E-12	6,94E-13
ST6	3,50E-12	2,35E-12	1,27E-12
	3,26E-12	2,31E-12	1,25E-12
	3,23E-12	2,22E-12	1,22E-12
	3,47E-12	2,42E-12	1,26E-12
	3,35E-12	2,37E-12	1,22E-12
	3,21E-12	2,28E-12	1,19E-12
	3,40E-12	2,51E-12	1,26E-12
	3,22E-12	2,35E-12	1,14E-12
	3,06E-12	2,40E-12	1,13E-12
LSF	2,99E-12	2,72E-12	6,38E-13
	2,77E-12	2,70E-12	6,00E-13
	2,74E-12	2,58E-12	5,75E-13
	2,96E-12	3,07E-12	5,73E-13
	2,79E-12	2,83E-12	5,80E-13
	2,72E-12	2,72E-12	5,64E-13
	3,18E-12	2,74E-12	5,81E-13
	2,93E-12	2,77E-12	5,55E-13
	2,79E-12	2,60E-12	5,51E-13
	3,27E-12	2,66E-12	1,06E-12
	3,19E-12	2,58E-12	9,90E-13
	3,09E-12	2,58E-12	9,27E-13
	3,34E-12	2,59E-12	9,77E-13

ST12	3,24E-12	2,52E-12	9,08E-13
	3,11E-12	2,52E-12	8,35E-13
	3,22E-12	2,59E-12	9,85E-13
	3,11E-12	2,57E-12	9,19E-13
	3,11E-12	2,49E-12	8,89E-13

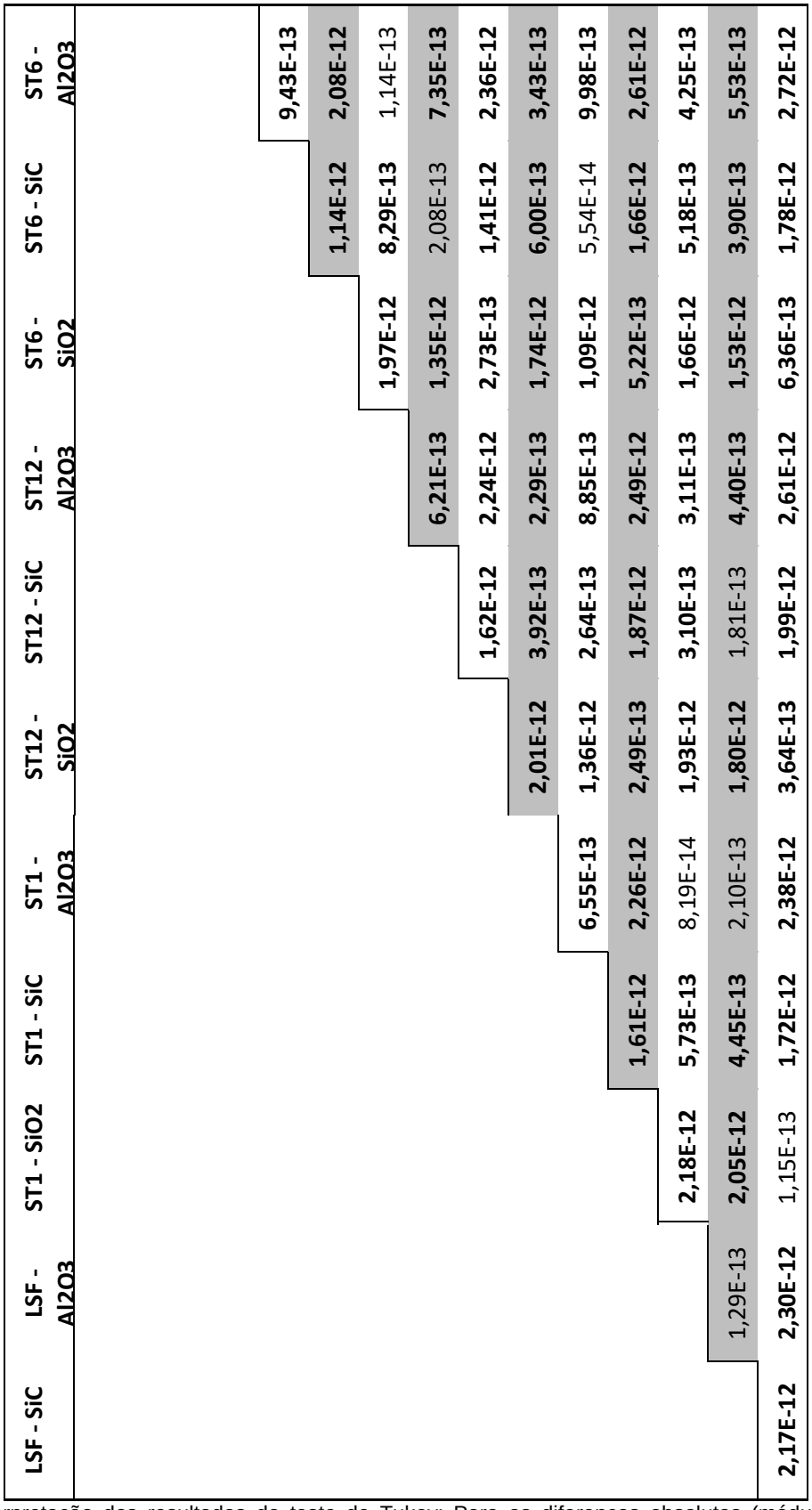
Tabela 19 - Análise de Variância – ANOVA: Coeficiente de desgaste dimensional k

Fonte de Variação	**SQ**	**GL**	**MQ**	**F**	**Valor-P**	**F crítico**
Material	1,44E-23	4	3,61E-24	202,39	0,0	2,45
Abrasivo	1,16E-22	2	5,80E-23	3254,4	0,0	3,07
Interação	2,93E-24	8	3,67E-25	20,57	0,0	2,92
Dentro (Erro)	2,14E-24	120	1,78E-26			
Total	1,36E-22	134				

Fonte: Autor.

Tabela 20 - Teste de Tukey: Coeficiente de desgaste médio das amostras

Teste de Tukey Δ = 2,18E-13 - Ensaios de microabrasão													
Condição		**Co30Cr19Fe -SiC**	**Co30Cr19Fe - SiO2**	**ST6 - Al2O3**	**ST6 - SiC**	**ST6 - SiO2**	**ST12 - Al2O3**	**ST12 - SiC**	**ST12 - SiO2**	**ST1 - Al2O3**	**ST1 - SiC**	**ST1 - SiO2**	**LSF - Al2O3**	**LSF - SiC**	**LSF - SiO2**
Co30Cr19Fe - Al2O3		**7,42E-13**	**2,12E-12**	**5,67E-13**	**1,51E-12**	**2,65E-12**	**6,80E-13**	**1,30E-12**	**2,92E-12**	**9,10E-13**	**1,57E-12**	**3,17E-12**	**9,92E-13**	**1,12E-12**	**3,29E-12**
Co30Cr19Fe - SiC	**1,38E-12**	1,75E-13		**7,68E-13**	**1,91E-12**	6,15E-14	**5,60E-13**	**2,18E-12**	1,68E-13	**8,23E-13**	**2,43E-12**	**2,50E-13**	**3,78E-13**	**2,55E-12**	
Co30Cr19Fe - SiO2	**1,55E-12**	**6,10E-13**	**5,32E-13**	**1,44E-12**	**8,18E-13**	**8,04E-13**	**1,21E-12**	**5,54E-13**	**1,05E-12**	**1,13E-12**	**9,99E-13**	**1,17E-12**			



	LSF - Al2O3	ST1 - SiO2	ST1 - SiC	ST1 - Al2O3	ST12 - SiO2	ST12 - SiC	ST12 - Al2O3	ST6 - SiO2	ST6 - SiC	ST6 - Al2O3
LSF - SiC	2,17E-12	1,29E-13	**2,18E-12**	**1,61E-12**	**6,55E-13**	**2,01E-12**	**1,62E-12**	**6,21E-13**	**1,97E-12**	**9,43E-13**
LSF - Al2O3	2,30E-12	2,05E-12	5,73E-13	4,45E-13	8,19E-14	2,10E-13	1,80E-12	1,35E-12	8,29E-13	1,14E-12
ST1 - SiO2	1,15E-13	1,72E-12	2,38E-12	2,10E-13	1,81E-13	1,99E-12	2,61E-12	6,36E-13	1,78E-12	2,72E-12
ST1 - SiC	1,72E-12	2,38E-12	3,64E-13	1,80E-12	3,10E-13	1,87E-12	2,49E-12	5,22E-13	1,66E-12	2,61E-12
ST1 - Al2O3	2,38E-12	3,64E-13	1,80E-12	1,93E-12	2,64E-13	2,49E-13	8,85E-13	1,09E-12	5,54E-14	9,98E-13
ST12 - SiO2	3,64E-13	1,80E-12	1,93E-12	1,36E-12	3,92E-13	2,29E-13	2,29E-13	1,74E-12	6,00E-13	3,43E-13
ST12 - SiC	1,99E-12	1,81E-13	3,10E-13	2,64E-13	2,49E-13	1,87E-12	2,49E-12	5,22E-13	1,66E-12	2,61E-12
ST12 - Al2O3	2,61E-12	4,40E-13	3,11E-13	8,85E-13	2,29E-13	1,87E-12	2,49E-12	5,22E-13	1,66E-12	2,61E-12
ST6 - SiO2	6,36E-13	1,53E-12	1,66E-12	1,09E-12	1,74E-12	5,22E-13	1,66E-12	5,22E-13	1,66E-12	2,61E-12
ST6 - SiC	1,78E-12	3,90E-13	5,18E-13	5,54E-14	6,00E-13	1,66E-12	1,66E-12	1,66E-12	1,66E-12	2,61E-12
ST6 - Al2O3	2,72E-12	5,53E-13	4,25E-13	9,98E-13	3,43E-13	2,61E-12	2,61E-12	2,61E-12	2,61E-12	2,61E-12

Nota 2: Interpretação dos resultados do teste de Tukey: Para as diferenças absolutas (módulo) entre as médias dos tratamentos (grupos) maiores que o valor T do teste de Tukey (destacadas em negrito), há diferença estatística entre as médias dos tratamentos tomadas uma a uma.

APÊNDICE D – DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA E DO TAMANHO MÉDIO DA PARTÍCULA ATUANTE NO CONTATO INICIAL

Tabela 21 – Determinação da fração volumétrica atuante no contato inicial para abrasivo de alumina

Determinação da fração volumétrica atuante no contato inicial																			
Abrasivo: Alumina				Amostra															
				Co30Cr19Fe			ST6			ST12			ST1			LSF		
D intervalo (µm)	Distribuição	Distribuição acumulada	D médio do intervalo (m)	h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1		h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1		h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1		h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1		h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1	
53-63	0,001	0,001	0,000058	-1,0212E-04	-		-4,6853E-05	-		-3,8852E-05	-		-2,5677E-05	-		-2,7225E-05	-	
45-53	0	0,001	0,000049	-1,1111E-04	-		-5,5846E-05	-		-4,7845E-05	-		-3,4671E-05	-		-3,6219E-05	-	
38-45	0,001	0,002	0,0000415	-3,8547E-05	-		-1,0919E-05	-		-6,9186E-06	-		-3,3200E-07	-		-1,1059E-06	-	
32-38	0,001	0,003	0,000035	-1,8359E-05	-		5,7745E-08	-5,9398E-05		2,7242E-06	-5,8739E-05		7,1148E-06	-4,5427E-05		6,5989E-06	-4,3640E-05	
27-32	0,001	0,004	0,0000295	-1,0514E-05	-		3,2964E-06	-3,0173E-05		5,2960E-06	-2,9757E-05		8,5886E-06	-2,1341E-05		8,2017E-06	-2,0212E-05	
23-27	0,001	0,005	0,000025	-7,0072E-06	-		4,0400E-06	-1,5456E-05		5,6395E-06	-1,5174E-05		8,2732E-06	-9,4686E-06		7,9637E-06	-8,7028E-06	
19-23	0,003	0,008	0,000021	9,9891E-07	-1,0791E-05		7,9022E-06	-2,3961E-07		8,9017E-06	-9,1385E-08		1,0548E-05	2,9040E-06		1,0354E-05	3,3060E-06	
16-19	0,016	0,024	0,0000175	1,0834E-05	8,6693E-06		1,3135E-05	1,1600E-05		1,3468E-05	1,1641E-05		1,4017E-05	1,2473E-05		1,3952E-05	1,2585E-05	
13-16	0,076	0,1	0,0000145	1,2901E-05	1,2744E-05		1,3453E-05	1,3327E-05		1,3533E-05	1,3335E-05		1,3664E-05	1,3500E-05		1,3649E-05	1,3523E-05	
11-13	0,15	0,25	0,000012	1,1360E-05	1,1419E-05		1,1581E-05	1,1612E-05		1,1613E-05	1,1614E-05		1,1666E-05	1,1669E-05		1,1660E-05	1,1676E-05	
10-11	0,129	0,379	0,0000105	1,0078E-05	1,0164E-05		1,0224E-05	1,0276E-05		1,0245E-05	1,0277E-05		1,0280E-05	1,0309E-05		1,0276E-05	1,0313E-05	
8-10	0,273	0,652	0,000009	8,7549E-06	8,8328E-06		8,8395E-06	8,8883E-06		8,8518E-06	8,8891E-06		8,8719E-06	8,9048E-06		8,8696E-06	8,9070E-06	
7-8	0,125	0,777	0,0000075	7,2945E-06	7,3831E-06		7,3654E-06	7,4219E-06		7,3757E-06	7,4224E-06		7,3926E-06	7,4335E-06		7,3906E-06	7,4349E-06	
6-7	0,096	0,873	0,0000065	6,3171E-06	6,4098E-06		6,3803E-06	6,4398E-06		6,3894E-06	6,4402E-06		6,4044E-06	6,4487E-06		6,4027E-06	6,4498E-06	
5-6	0,068	0,941	0,0000055	5,3305E-06	5,4292E-06		5,3890E-06	5,4527E-06		5,3975E-06	5,4530E-06		5,4114E-06	5,4597E-06		5,4098E-06	5,4606E-06	
4-5	0,042	0,983	0,0000045	4,3379E-06	4,4446E-06		4,3938E-06	4,4630E-06		4,4019E-06	4,4632E-06		4,4153E-06	4,4684E-06		4,4137E-06	4,4691E-06	
3-4	0,015	0,998	0,0000035	3,3405E-06	3,4575E-06		3,3956E-06	3,4716E-06		3,4035E-06	3,4718E-06		3,4167E-06	3,4758E-06		3,4151E-06	3,4764E-06	
2-3	0,002	1	0,0000025	2,3412E-06	2,4697E-06		2,3960E-06	2,4798E-06		2,4040E-06	2,4799E-06		2,4170E-06	2,4828E-06		2,4155E-06	2,4831E-06	
0-2	0	1	0,000001	8,4334E-07	9,8789E-07		8,9741E-07	9,9191E-07		9,0524E-07	9,9197E-07		9,1813E-07	9,9311E-07		9,1661E-07	9,9326E-07	

Nota: A0 – utilizando área de contato teórico dada pelo raio de Hertz, A1 – utilizando área dada pelo primeiro diâmetro da calota medida no ensaio de microabrasão. Para determinação da fração volumétrica atuante, h(A0) > 0 e h(A1) > h(A0).

Tabela 22 – Determinação da fração volumétrica atuante no contato inicial para abrasivo de sílica

Determinação da fração volumétrica atuante no contato inicial																			
Abrasivo: Sílica				Amostra															
				Co30Cr19Fe			ST6			ST12			ST1			LSF		
D intervalo (µm)	Distribuição	Distribuição acumulada	D médio do intervalo (m)	h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1		h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1		h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1		h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1		h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1	
53-63	0	0	0,000058	-	-		-	-		-	-		-	-		-	-	
45-53	0	0	0,000049	-	-		-	-		-	-		-	-		-	-	
38-45	0,001	0,001	0,0000415	-6,7199E-05	-		-2,9682E-05	-		-2,4250E-05	-		-1,5306E-05	-		-1,6357E-05	-	
32-38	0	0,001	0,000035	-7,3688E-05	-		-3,6175E-05	-		-3,0743E-05	-		-2,1800E-05	-		-2,2851E-05	-	
27-32	0,001	0,002	0,0000295	-2,4838E-05	-		-6,0831E-06	-		-3,3677E-06	-		1,1034E-06	-		5,7803E-07	-	
23-27	0	0,002	0,000025	-2,9330E-05	-		-1,0578E-05	-		-7,8632E-06	-		-3,3927E-06	-		-3,9180E-06	-	
19-23	0,001	0,003	0,000021	-1,5214E-05	-		-2,7148E-06	-		-9,0508E-07	-		2,0747E-06	-3,6738E-05		1,7246E-06	-4,0011E-05	
16-19	0,001	0,004	0,0000175	-9,6547E-06	-		-2,8228E-07	-		1,0747E-06	-1,8891E-05		3,3091E-06	-1,8586E-05		3,0465E-06	-2,0632E-05	
13-16	0,002	0,006	0,0000145	-3,5983E-06	-		2,6483E-06	-9,0280E-06		3,5527E-06	-5,6017E-06		5,0419E-06	-5,4335E-06		4,8669E-06	-6,5632E-06	
11-13	0,005	0,011	0,000012	2,1314E-06	-5,3937E-07		5,5375E-06	1,3792E-06		6,0307E-06	2,9259E-06		6,8427E-06	3,0018E-06		6,7473E-06	2,4918E-06	
10-11	0,007	0,018	0,0000105	4,4708E-06	3,7949E-06		6,5518E-06	4,8208E-06		6,8530E-06	5,6479E-06		7,3492E-06	5,6885E-06		7,2909E-06	5,4158E-06	
8-10	0,045	0,063	0,000009	7,2780E-06	7,3579E-06		7,8723E-06	7,6092E-06		7,9584E-06	7,8117E-06		8,1001E-06	7,8217E-06		8,0834E-06	7,7549E-06	
7-8	0,059	0,122	0,0000075	6,6112E-06	6,7934E-06		6,9180E-06	6,9015E-06		6,9624E-06	6,9887E-06		7,0355E-06	6,9929E-06		7,0269E-06	6,9642E-06	
6-7	0,102	0,224	0,0000065	6,0161E-06	6,1665E-06		6,1831E-06	6,2175E-06		6,2073E-06	6,2586E-06		6,2471E-06	6,2607E-06		6,2425E-06	6,2471E-06	
5-6	0,163	0,387	0,0000055	5,2201E-06	5,3366E-06		5,3167E-06	5,3616E-06		5,3307E-06	5,3818E-06		5,3537E-06	5,3828E-06		5,3510E-06	5,3761E-06	
4-5	0,237	0,624	0,0000045	4,3266E-06	4,4171E-06		4,3864E-06	4,4298E-06		4,3951E-06	4,4400E-06		4,4094E-06	4,4405E-06		4,4077E-06	4,4371E-06	
3-4	0,252	0,876	0,0000035	3,3766E-06	3,4541E-06		3,4192E-06	3,4611E-06		3,4254E-06	3,4668E-06		3,4355E-06	3,4670E-06		3,4343E-06	3,4652E-06	
2-3	0,11	0,986	0,0000025	2,3907E-06	2,4709E-06		2,4284E-06	2,4753E-06		2,4339E-06	2,4789E-06		2,4429E-06	2,4791E-06		2,4418E-06	2,4779E-06	
0-2	0,017	1,003	0,000001	8,9395E-07	9,8854E-07		9,3055E-07	9,9029E-07		9,3585E-07	9,9171E-07		9,4458E-07	9,9178E-07		9,4355E-07	9,9131E-07	

Nota: A0 – utilizando área de contato teórico dada pelo raio de Hertz, A1 – utilizando área dada pelo primeiro diâmetro da calota medida no ensaio de microabrasão. Para determinação da fração volumétrica atuante, h(A0) > 0 e h(A1) > h(A0).

Tabela 23 - Determinação da fração volumétrica atuante no contato inicial para abrasivo de carbeto de silício

Determinação da fração volumétrica atuante no contato inicial																	
Abrasivo: Carbeto de silício				Amostra													
				Co30Cr19Fe		ST6		ST12		ST1		LSF					
D intervalo (μm)	Distribuição	Distribuição acumulada	D médio do intervalo (m)	h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1	h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1	h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1	h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1	h mínimo de separação A0	h mínimo de separação A1				
53-63	0	0	0,000058														
45-53	0	0	0,000049														
38-45	0	0	0,0000415														
32-38	0	0	0,000035														
27-32	0	0	0,0000295														
23-27	0	0	0,000025														
19-23	0,001	0,001	0,000021	-1,1070E-04		-6,5244E-05		-5,8662E-05		-4,7826E-05		-4,9099E-05					
16-19	0,003	0,004	0,0000175	-1,5418E-05		-4,0563E-06		-2,4113E-06		2,9727E-07	-1,1706E-05	-2,0990E-08					
13-16	0,009	0,013	0,0000145	4,3741E-06	2,0398E-06	7,8690E-06	6,0164E-06	8,3751E-06	6,6230E-06	9,2083E-06	7,0541E-06	9,1104E-06	7,6731E-06				
11-13	0,021	0,034	0,000012	8,1296E-06	8,0572E-06	9,4655E-06	9,3155E-06	9,6589E-06	9,5075E-06	9,9773E-06	9,6439E-06	9,9399E-06	9,8398E-06				
10-11	0,026	0,06	0,0000105	8,3073E-06	8,5450E-06	9,0641E-06	9,0169E-06	9,1737E-06	9,1641E-06	9,3541E-06	9,3318E-06	9,3329E-06	9,3289E-06				
8-10	0,121	0,181	0,000009	8,2734E-06	8,4445E-06	8,5242E-06	8,6218E-06	8,5605E-06	8,6488E-06	8,6203E-06	8,6681E-06	8,6133E-06	8,6957E-06				
7-8	0,138	0,319	0,0000075	7,0879E-06	7,2374E-06	7,2302E-06	7,3212E-06	7,2508E-06	7,3340E-06	7,2847E-06	7,3430E-06	7,2807E-06	7,3561E-06				
6-7	0,2	0,519	0,0000065	6,2468E-06	6,3601E-06	6,3342E-06	6,4047E-06	6,3469E-06	6,4116E-06	6,3677E-06	6,4164E-06	6,3653E-06	6,4233E-06				
5-6	0,24	0,759	0,0000055	5,3270E-06	5,4190E-06	5,3867E-06	5,4449E-06	5,3954E-06	5,4488E-06	5,4096E-06	5,4516E-06	5,4079E-06	5,4556E-06				
4-5	0,182	0,941	0,0000045	4,3606E-06	4,4466E-06	4,4087E-06	4,4636E-06	4,4157E-06	4,4662E-06	4,4271E-06	4,4681E-06	4,4258E-06	4,4707E-06				
3-4	0,054	0,995	0,0000035	3,3683E-06	3,4607E-06	3,4138E-06	3,4732E-06	3,4204E-06	3,4752E-06	3,4312E-06	3,4765E-06	3,4299E-06	3,4785E-06				
2-3	0,004	0,999	0,0000025	2,3692E-06	2,4720E-06	2,4143E-06	2,4810E-06	2,4209E-06	2,4823E-06	2,4316E-06	2,4833E-06	2,4304E-06	2,4847E-06				
0-2	0,001	1	0,000001	8,7105E-07	9,8883E-07	9,1556E-07	9,9239E-07	9,2200E-07	9,9294E-07	9,3261E-07	9,9332E-07	9,3137E-07	9,9388E-07				

Nota: A0 – utilizando área de contato teórico dada pelo raio de Hertz, A1 – utilizando área dada pelo primeiro diâmetro da calota medida no ensaio de microabrasão. Para determinação da fração volumétrica atuante, h(A0) > 0 e h(A1) > h(A0).

Tabela 24 – Diâmetro médio das partículas ativas e suas respectivas frações volumétricas utilizadas nos cálculos da severidade.

Material	Alumina		Sílica		Carbeto de silício	
	Diâmetro médio (µm)	Fração volumétrica	Diâmetro médio (µm)	Fração volumétrica	Diâmetro médio (µm)	Fração volumétrica
Co30Cr19Fe	12,0	0,250	9,0	0,063	10,5	0,06
ST6	12,0	0,250	7,5	0,122	9,0	0,181
ST12	12,0	0,250	7,5	0,122	9,0	0,181
ST1	12,0	0,250	6,5	0,224	9,0	0,181
LSF	12,0	0,250	6,5	0,114	9,0	0,181

Nota: Dados obtidos a partir das tabelas 21, 22 e 23.