

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO  
CENTRO TECNOLÓGICO  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**LUIZ CARLOS BRAGATTO JUNIOR**

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E TRIBOLÓGICO ATRAVÉS  
DE ENSAIOS DE ESCLEROMETRIA RETILÍNEA DE SUPERLIGAS DE COBALTO**

**VITÓRIA  
2016**

**LUIZ CARLOS BRAGATTO JUNIOR**

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E TRIBOLÓGICO ATRAVÉS  
DE ENSAIOS DE ESCLEROMETRIA RETILÍNEA DE SUPERLIGAS DE COBALTO**

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 dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Antônio Cesar Bozzi

VITÓRIA

2016

**LUIZ CARLOS BRAGATTO JUNIOR**

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E TRIBOLÓGICO ATRAVÉS  
DE ENSAIOS DE ESCLEROMETRIA RETILÍNEA DE SUPERLIGAS DE COBALTO**

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 dos Materiais.

Aprovado em: 23 de maio de 2016

COMISSÃO EXAMINADORA:

---

Prof. Dr. Antônio Cesar Bozzi  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO  
Orientador

---

Prof. Dr. Cherlio Scandian  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO  
Examinador Interno

---

Prof. Dr. Andre Paulo Tschiptschin  
UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO  
Examinador Externo

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente a Deus.

A minha família que sempre me deu força e me apoiou em toda essa caminhada.

A todos os amigos que contribuíram direta ou indiretamente para realização deste trabalho.

Ao professor D.Sc. Antônio Cesar Bozzi pela orientação, acompanhamento e suporte em todo o trabalho.

Aos técnicos, engenheiros e monitores dos laboratórios: Laboratório de Caracterização de Superfícies de Materiais (LCSM) e o laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT) da UFES que auxiliaram no trabalho.

À CAPES pelo apoio financeiro.

## RESUMO

Superligas a base de cobalto são utilizadas em muitas aplicações industriais devido a sua característica de manter suas propriedades mecânicas em temperaturas elevadas. Três diferentes superligas de cobalto foram produzidas através do processo de fundição com composições químicas próximas às das ligas comerciais Stellite 6, Triballoy T-400, além de uma liga a base de Co-Cr-Fe. Para entender melhor o comportamento mecânico e tribológico dessas superligas, foram realizados ensaios de esclerometria retilínea utilizando-se um indentador Rockwell C, com duas configurações distintas: uma de passe único, com diferentes cargas normais, 5 a 20N, e a velocidade de riscamento, de 0,01 mm/s a 1 mm/s; e outra com vários passes, de 1 a 15 passes, mantendo-se a velocidade de riscamento constante de 0,1 mm/s e cargas, de 5 a 100N. Nesses ensaios foram analisados a dureza ao risco de cada material, o fator  $f_{ab}$ , que avalia a relação entre a área do material deslocado para as laterais e a área do sulco do risco, o grau de penetração, que é uma relação entre a profundidade e a largura do risco, e além disso foram avaliadas as taxas de desgaste. A superfície desgastada foi analisada através de perfilometria 3D e imagens de microscópio eletrônico de varredura para avaliar os mecanismos de desgaste predominantes e a taxa de desgaste em cada material. Em todas as três ligas o micromecanismo predominante foi o de microssulcamento. Na liga Co-Cr-Fe o mecanismo predominante foi dúctil em todas as configurações dos ensaios. Já nos ensaios com as ligas Stellite 6 e Triballoy T-400, as matrizes de cobalto apresentaram comportamento dúctil e as fases duras, carbonetos e fase Laves, apresentaram comportamento frágil, sendo fraturadas. Nas ligas Stellite 6 e Triballoy T-400, em ensaios com vários passes, foi observada a deformação plástica das matrizes de cobalto que encobria os carbonetos e as fases Laves, respectivamente, e também uma mistura mecânica, devido a fratura excessiva dos carbonetos e das fases Laves que se misturaram com as matrizes de cobalto. A liga Co-Cr-Fe apresentou um comportamento inferior quanto à resistência ao desgaste, e as ligas Stellite 6 e Triballoy T-400 apresentaram comportamento semelhante e melhor resistência ao desgaste.

**Palavras-chave:** Superligas de cobalto, esclerometria retilínea, mecanismos de desgaste, resistência ao desgaste.

## ABSTRACT

Cobalt base superalloys are used in many industrial applications due to its characteristic of maintaining its mechanical properties at high temperatures. Three different cobalt superalloys were produced by cast process with chemical compositions close to those of commercial alloys Stellite 6, Triballoy T-400, and an alloy Co-Cr-Fe. To better understand the mechanical and tribological behavior of these superalloys, scratch tests were performed using a rockwell C indenter with two different configurations: a single pass with different normal loads, 5 to 20N, and the scratch speed, 0.01 mm / s to 1 mm / s; and one with several passes, 1 to 15 passes, maintaining a constant scratching speed of 0.1 mm / s and loads, from 5 to 100N. In these tests were analyzed the scratch hardness of each material, the  $f_{ab}$  factor, which evaluates the ratio of the area of the material displaced to the side and the area of scratch groove, the degree of penetration, which is a ratio between the depth and the width of the scratch, and additionally were evaluated the wear rates. The abraded surface was analyzed by 3D profilometry and scanning electron microscope image to evaluate the dominant wear mechanism and the wear rate of each material. In all the three alloys the predominant micromechanisms was microplogging. In the Co-Cr-Fe alloy, the predominant mechanism was ductile at all settings of the tests. Already in tests with Stellite 6 and Triballoy T-400 alloys, cobalt matrix showed ductile behavior and hard phases, carbides and laves phase showed brittle behavior, and were fractured. In the alloys Stellite 6 and Triballoy T-400, tests with several passes was observed plastic deformation of the matrix of cobalt which covered the carbides and laves phases, respectively, and also a mechanical mixing due to excessive fracture of carbides and laves phases that are mixed with cobalt matrix. The alloy Co-Cr-Fe showed a lower performance for resistance to wear, and Stellite 6 and Triballoy T-400 alloys showed similar behavior and better wear resistance.

**Keywords:** Cobalt superalloys, scratch test, wear mechanisms, wear resistance.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Imagem de MEV mostrando a microestrutura da Stellite 21 com 2 tipos de carbonetos presentes (ZHANG e ZHAO, 2013).....	24
Figura 2: Imagens de MEV da microestrutura das ligas Tribaloy: (a) T-400 e (b) T-800 (ZHANG e ZHAO, 2013).....	25
Figura 3: Abrasão a baixa tensão de várias ligas de cobalto pelo procedimento da ASTM G65, (DAVIS, 2000).....	27
Figura 4: Desgaste a (a) dois e (b) três corpos. Fonte: (ZUM GAHR, 1987).....	30
Figura 5: Interações físicas entre as partículas abrasivas e as superfícies dos materiais (a) microssulcamento; (b) microcorte; (c) microfadiga; (d) microtrincamento. Fonte: (ZUM-GAHR, 1987).....	31
Figura 6: Transição do microssulcamento para o microcorte como função da razão do ângulo de ataque e o ângulo de ataque crítico. Fonte (ZUM-GAHR, 1987). ....	32
Figura 7: Ilustração do contato entre uma partícula abrasiva sob uma carga normal e a superfície plana. (a) Se $H_a$ é maior que $1,2H$ , a partícula irá indentar a superfície; (b) se $H_a$ é menor do que $1,2H$ , escoamento plástico irá ocorrer na partícula, que terá as pontas cominuídas. Fonte (HUTCHINGS, 1992). ....	33
Figura 8 Taxa de volume desgastado em relação a taxa de dureza do abrasivo pela dureza da superfície ( $H_a / H$ ) para materiais cerâmicos e metálicos e partículas abrasivas, para abrasão a dois corpos. Fonte: (HUTCHINGS 1992). ....	34
Figura 9: Partículas de sílica, visualizadas no Microscópio Eletrônico de Varredura, (a) partículas arredondadas e (b) partículas angulosas. Fonte: (HUTCHINGS 1992). ....	35
Figura 10: Taxa de desgaste para o cobre nas configurações de dois corpos, três corpos e erosão, por partículas de carbeto de silício com diferentes tamanhos. Fonte: adaptado (HUTCHINGS 1992). ....	36
Figura 11: Ilustração da importância da relação entre o tamanho do contato da partícula abrasiva e a região de fases duras precipitadas no desgaste abrasivo. (a) o material responde de maneira homogênea, enquanto (b) responde de forma heterogênea. Fonte (HUTCHINGS, 1992).....	37
Figura 12: Relação entre a tenacidade à fratura e a resistência ao desgaste para metais e cerâmicos. Fonte: (ZUM-GAHR, 1987). ....	38

Figura 13: Diferentes formas de ensaios de riscamento: (a) linear, (b) linear alternativo, (c) vários passes, (d) pendular e (e) disco. (BULSARA <i>et al</i> , 1996). .....	39
Figura 14: Representação dos tipos de indentadores padrão para ensaios de esclerometria linear com os cálculos de suas respectivas áreas de contato: (WILLIAMS, 1996). .....	40
Figura 15: Representação da variação do ângulo de ataque com a profundidade penetrada para indentadores de ponta esférica. Fonte (HOKKIRIGAWA; KATO, 1988).....	41
Figura 16: Esquema da seção transversal de um risco representando as áreas do sulco $A_g$ e as áreas de material deslocadas $A_1$ e $A_2$ : adaptado (ZUM-GAHR, 1998).....	43
Figura 17: Micromecanismos de desgaste abrasivo em função do grau de penetração $D_p$ e a tensão de contato interfacial $f$ . adaptado (HOKKIRIGAWA e KATO, 1988). .....	44
Figura 18: Representação do formato do risco pós ensaio: Fonte: (WOLDMAN <i>et al</i> , 2013).....	45
Figura 19: Movimentação do indentador para ensaios com vários passes. Fonte: (MEZLINI <i>et al</i> , 2006).....	49
Figura 20: Universal Micro Tester modelo APEX da CETR/Bruker. ....	50
Figura 21: Unidade de microesclerometria retilínea montada. ....	50
Figura 22: Desenho esquemático da unidade de esclerometria retilínea. Fonte: (CETR, 2009).....	51
Figura 23: Perfis sobrepostos para forma o perfil médio (em azul). ....	52
Figura 24: Medição das áreas do risco (vermelho) e do material deslocado para as bordas (verde) e da largura do risco $d$ . ....	53
Figura 25: Microestrutura da liga Co-Cr-Fe. Fonte: (MARQUES, 2015). ....	56
Figura 26: Microestrutura da liga Stellite 6. Fonte: (MARQUES, 2015).....	57
Figura 27: Microestrutura da liga Tribaloy T-400. (a) barra de escala de 200 $\mu$ m e (b) barra de escala de 50 $\mu$ m (MARQUES, 2015).....	58
Figura 28: Largura do risco em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe.....	60
Figura 29: Largura do risco em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6.....	60

Figura 30: Largura do risco em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400. ....	61
Figura 31: Dureza ao risco (Hs) em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe. ....	62
Figura 32: Dureza ao risco (Hs) em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6. ....	62
Figura 33: Dureza ao risco (Hs) em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400. ....	63
Figura 34: Fator $f_{ab}$ em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe. ....	63
Figura 35: Fator $f_{ab}$ em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6. ....	64
Figura 36: Fator $f_{ab}$ em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400. ....	64
Figura 37: Imagens de MEV dos riscos (a) 20N a 0,1mm/s e (b) 10,5N a 0,01mm/s na liga Co-Cr-Fe, (c) 15N a 1mm/s e (d) 10,5N a 0,01mm/s na liga Stellite 6 e (e) 20N a 1mm/s e (f) 15N a 0,1mm/s na liga Tribaloy T-400. ....	66
Figura 38: Grau de penetração em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe. ....	67
Figura 39: Grau de penetração em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6. ....	68
Figura 40: Grau de penetração em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400. ....	68
Figura 41: Coeficiente de atrito aparente em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe. ....	69
Figura 42: Coeficiente de atrito aparente em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6. ....	69
Figura 43: Coeficiente de atrito aparente em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400. ....	70
Figura 44: Taxa de desgaste em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe. ....	71
Figura 45: Taxa de desgaste em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6. ....	71

Figura 46: Taxa de desgaste em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400. ....	72
Figura 47: Fator $f_{ab}$ em função da carga e do número de passes para a liga Co-Cr-Fe. ....	72
Figura 48: Imagens de MEV dos riscos de 5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes. ....	74
Figura 49: Imagens de MEV dos riscos de 10,5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes. ....	75
Figura 50: Imagens de MEV dos riscos de 15N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes. ....	76
Figura 51: Imagens de MEV dos riscos de 20N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes. ....	77
Figura 52: Imagens de MEV dos riscos de 50N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes. ....	78
Figura 53: Imagens de MEV dos riscos de 100N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes. ....	79
Figura 54: Taxa de desgaste em função da carga e do número de passes para a liga Co-Cr-Fe. ....	81
Figura 55: Coeficiente de atrito aparente em função da carga e a quantidade de passes para a liga Co-Cr-Fe. ....	82
Figura 56: Grau de penetração em função da carga e do número de passes para a liga Co-Cr-Fe. ....	83
Figura 57: Fator $f_{ab}$ em função da carga e do número de passes para a liga Stellite 6. ....	84
Figura 58: Imagens de MEV dos riscos de 5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes. ....	85
Figura 59: Imagens de MEV dos riscos de 10,5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes. ....	86
Figura 60: Imagens de MEV dos riscos de 15N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes. ....	87
Figura 61: Imagens de MEV dos riscos de 20N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes. ....	88

Figura 62: Imagens de MEV dos riscos de 50N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes, (e) 12 passes e (f) 15 passes.....	89
Figura 63: Imagens de MEV dos riscos de 100N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes, (e) 12 passes e (f) 15 passes.....	90
Figura 64: Taxa de desgaste em função da carga e do número de passes para a liga Stellite 6.....	93
Figura 65: Coeficiente de atrito aparente em função da carga e do número de passes para a liga Stellite 6.....	94
Figura 66: Grau de penetração em função da carga e do número de passes para a liga Stellite 6.....	95
Figura 67: Fator $f_{ab}$ em função da carga e do número de passes para a liga Tribaloy T-400.....	95
Figura 68: Imagens de MEV dos riscos de 5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.....	97
Figura 69: Imagens de MEV dos riscos de 10,5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.....	98
Figura 70: Imagens de MEV dos riscos de 15N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.....	99
Figura 71: Imagens de MEV dos riscos de 20N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.....	100
Figura 72: Imagens de MEV dos riscos de 50N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.....	101
Figura 73: Imagens de MEV dos riscos de 50N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.....	102
Figura 74: Taxa de desgaste em função da carga e do número de passes para a liga Tribaloy T-400.....	104
Figura 75: Coeficiente de atrito aparente em função da carga e do número de passes para a liga Tribaloy T-400.....	105
Figura 76: Grau de penetração em função da carga e do número de passes para a liga Tribaloy T-400.....	106
Figura 77: Tamanho da ponta esférica do indentador Rockwell C utilizado nos ensaios.....	108

Figura 78: Profundidade do risco em função da carga e do número de passes para a liga Co-Cr-Fe. ....	108
Figura 79: Profundidade do risco em função da carga e do número de passes para a liga Stellite 6. ....	109
Figura 80: Profundidade do risco em função da carga e do número de passes para a liga Tribaloy T-400. ....	109

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química de algumas ligas de colbalto. Fonte: adaptado DAVIS (2000). .....	22
Tabela 2: Propriedades mecânicas de algumas ligas Stellite. Fonte: (KENNAMETAL, 2015).....	24
Tabela 3: Propriedades mecânicas de algumas ligas Tribaloy. Fonte: (ZHANG e ZHAO, 2013).....	25
Tabela 4: Propriedades mecânicas da liga UMCo-50 a temperatura ambiente. Fonte (DAVIS, 2000).....	26
Tabela 5: composição química da liga Co-Cr-Fe, feita por análise química de carbono e por espectrometria a plasma e por absorção a plasma. ....	55
Tabela 6: Composição química da liga Stellite 6, feita por análise química de carbono e por espectrometria a plasma e por absorção a plasma. ....	56
Tabela 7: Composição química da liga Tribaloy T-400, feita por análise química de carbono e por espectrometria a plasma e por absorção a plasma. ....	58
Tabela 8: Dureza Vickers das ligas. Fonte: adaptado (MARQUES, 2015).....	59

## LISTA DE SÍMBOLOS

Co – Cobalto

Cr – Cromo

Fe – Ferro

Mn – Manganês

Si – Silício

C – Carbono

P – Fósforo

S – Enxofre

$\alpha$  – Ângulo de ataque

$\alpha_c$  – Ângulo de ataque crítico

T – Tensão uniaxial de escoamento

H – Dureza do material

$H_a$  – Dureza do abrasivo

F – Fator de esfericidade

$A_c$  – Área de projeção

P – Perímetro

h – Profundidade do risco

d – Largura do risco

R – Raio do contato

$H_s$  – Dureza ao risco

$F_N$  – Força Normal

A – Área de contato do indetador no risco

$f_{ab}$  – Fator  $f_{ab}$

$A_v$  – Área do sulco

$A_1$  e  $A_2$  – Áreas de material deslocado para as bordas do risco

$f$  – Razão entre a tensão de cisalhamento na interface com a tensão de escoamento do material

$D_p$  – Grau de penetração

$W$  – Carga aplicada

$R_p$  – Raio de ponta do indentador

$k$  – Taxa de desgaste

$s$  – Distância deslizada

$\beta$  – Grau de desgaste

$V_g$  – Volume do risco

$V_s$  - Volume do material deslocado para as bordas do risco

$A_s$  – Área de material deslocado para as bordas do risco

$F_{N,C}$  – Força normal crítica

$Q$  - Volume de material perdido por unidade de distância deslizada

## **LISTA DE SIGLAS**

CFC – Cúbica de Face Centrada

HC – Hexagonal Cúbica

HIP - Hot Isotatically Pressed

UFES – Universidade Federal do Espírito Santo

TRICORRMAT – Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais

LCSM – Laboratório de Caracterização de Superfícies de Materiais

TWIP – Twining Induced Plasticity

## SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO .....	19
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	20
2.1 SUPERLIGAS .....	20
2.2 TRIBOLOGIA .....	28
2.3 DESGASTE.....	28
2.3.1 <i>Desgaste abrasivo</i> .....	29
2.3.1.1 Mecanismos de desgaste abrasivo .....	29
2.3.2.1 Propriedades da partícula abrasiva .....	32
2.3.2.2. Microestrutura do material .....	37
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	47
3.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS .....	47
3.2 ENSAIOS DE ESCLEROMETRIA RETILÍNEA .....	48
3.3 AVALIAÇÃO DOS RISCOS.....	52
3.3 AVALIAÇÃO DOS MECANISMOS DE DESGASTE .....	53
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	55
4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA, MICROESTRUTURA E RUGOSIDADE DAS AMOSTRAS.....	55
4.1.1 <i>Liga Co-Cr-Fe</i> .....	55
4.1.2 <i>Liga Stellite 6</i> .....	56
4.1.3 <i>Liga Tribaloy T-400</i> .....	57
4.2 DUREZA DOS MATERIAIS.....	59
4.3 ENSAIOS DE ESCLEROMETRIA RETILÍNEA .....	59
4.3.1 <i>Ensaios com um passe</i> .....	59
4.3.2 <i>Ensaios com vários passes</i> .....	72
4.3.2.1 <i>Liga Co-Cr-Fe</i> .....	72
4.3.2.2 <i>Liga Stellite 6</i> .....	83
4.3.2.3 <i>Liga Tribaloy T-400</i> .....	95
4.3.2.4 <i>Comparação entre as ligas</i> .....	106

4.3.3 <i>Relação da profundidade do risco com o tamanho da ponta de diamante.</i>	107
5 CONCLUSÃO.....	111
6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS.....	113
7 REFERÊNCIAS.....	114

## 1 INTRODUÇÃO

Componentes industriais são, geralmente, submetidos a severos e contínuos processos de desgaste. Se a perda de material não é adequadamente controlada, o componente pode falhar prematuramente, aumentando o custo do produto final, (MEZLINI *et al*, 2006).

Em busca de amenizar os efeitos do desgaste em materiais do setor industrial, são utilizadas ligas especiais para essa finalidade, que são as superligas. As principais características das superligas incluem propriedades tribológicas superiores, excelente resistência mecânica, (ZHANG e ZHAO, 2013).

Dentre essas superligas, podemos destacar as superligas de cobalto. As ligas à base de cobalto podem ser, geralmente, descritas como resistentes ao desgaste, corrosão e em altas temperaturas. Uma grande utilidade para essas ligas está na área de componentes e/ou aplicações para resistência ao desgaste, (DAVIS, 2000).

Neste trabalho, três diferentes superligas de cobalto foram produzidas através do processo de fundição com composições químicas próximas às das ligas comerciais Stellite 6, Triballoy T-400, além de uma liga a base de Co-Cr-Fe.

A liga Co-Cr-Fe possui uma microestrutura homogênea de cobalto com cromo, molibdênio e ferro em solução sólida substitucional com grãos grosseiros. A liga Stellite 6 possui uma microestrutura próxima da eutética composta de uma solução sólida substitucional de cobalto contendo molibdênio, tungstênio e cromo além de carbonetos de cromo e tungstênio. A liga Triballoy T-400 é composta por fase Laves e solução sólida de cobalto com cromo, molibdênio, além de silício.

Para estudar o comportamento abrasivo dessas ligas, foram feitos ensaios de esclerometria retilínea, que simula um evento monoabrasivo, com determinadas cargas, velocidades de riscamento e número de passes.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 SUPERLIGAS

Superligas são ligas a base de nickel, ferro-nickel e de cobalto geralmente utilizadas acima de 540° C (DONACHIE e DONACHIE, 2002). Essas ligas podem ser fundidas, forjadas ou por processo de metalurgia do pó, dependendo da aplicação a que serão submetidas ou devido a sua concentração de elementos químicos (ZHANG e ZHAO, 2013), também pode ser depositada por processos de soldagem (*hardfacing*) (DAVIS, 2000).

A resistência a alta temperatura das superligas é baseada no princípio de uma matriz cúbica de face centrada (CFC) estável combinado com endurecimento por precipitação e/ou endurecimento por solução sólida (DAVIS, 1997). As características das superligas incluem propriedades tribológicas superiores; excelente resistência mecânica; resistência a fadiga e fluência; boa estabilidade superficial; estabilidade de fases a alta temperatura e alta resistência a oxidação e corrosão (ZHANG e ZHAO, 2013).

#### 2.1.2 Superligas de cobalto

Dentre as classes de superligas, temos as superligas de cobalto que podem ser caracterizadas como (DAVIS, 2000):

- Ligas alto carbono desenvolvidas para serviços em desgaste;
- Ligas baixo carbono desenvolvidas para serviços em alta temperatura;
- Ligas baixo carbono desenvolvidas para combater corrosão ou simultaneamente corrosão e desgaste.

As propriedades dessas superligas resultam principalmente da natureza do elemento principal, cobalto, que cristaliza na estrutura HC abaixo de 417° C, em altas temperaturas ele se transforma em CFC. Para evitar essa transformação durante o serviço, virtualmente em todas as ligas de cobalto são introduzidas níquel como elemento de liga para estabilizar a fase CFC entre a temperatura ambiente e a temperatura de fusão (DAVIS, 1997). Outros elementos estabilizantes também podem ser adicionados para manter a fase CFC estável.

Segundo Davis (2000), a estrutura CFC instável associada com a baixa energia de falha de empilhamento resulta em:

- Alta tensão de escoamento;
- Altas taxas de encruamento (devido a interação entre as falhas de empilhamento);
- Alta resistência a fadiga;
- Alta absorção de tensões (através da transformação da estrutura em HC).

Basicamente, a composição desse tipo de superliga pode ser a base de cobalto contendo cromo e molibdênio ou a base de cobalto contendo cromo e tungstênio com a presença de carbono para formação de carbonetos duros, no caso das ligas de Stellites; ou com a composição da liga à base de cobalto contendo cromo e molibdênio com pouquíssima, ou nenhuma, presença de carbono e adição de silício, que na presença de molibdênio torna susceptível a formação de fases Laves, para o caso das ligas de cobalto Triballoys. A tabela abaixo mostra as composições de algumas ligas de cobalto.

Tabela 1: Composição química de algumas ligas de colbalto. Fonte: adaptado (DAVIS, 2000).

Nome	Composição nominal, % peso									
	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn	Outros
Stellite 1	bal	30	13	0,5	2,5	3	1,5	1,3	0,5	...
Stellite 3 (M/P)	bal	31	13	...	2,4	5 (max)	3,5 (max)	2 (max)	2 (max)	1 B (max)
Stellite 4	bal	30	14	1 (max)	0,6	3 (max)	3 (max)	2 (max)	1 (max)	...
Stellite 6	bal	29	4,5	1,5	1,2	3 (max)	3 (max)	1,5 (max)	1 (max)	...
Stellite 6 (M/P)	bal	29	4,5	1,5	1	5 (max)	3 (max)	2 (max)	2 (max)	1 B (max)
Stellite 12	bal	30	8,3	...	1,4	3 (min)	1,5	0,7	2,5	...
Stellite 21	bal	27	...	5,5	0,3	3 (max)	2,75	1 (max)	1 (max)	0,007 B (max)
Stellite 98M2 (M/P)	bal	30	19	0,8	2	5 (max)	3,5	1 (max)	1 (max)	4,2 V, 1 B (max)
Stellite 703	bal	32	...	12	2,4	3 (max)	3 (max)	1,5 (max)	1,5 (max)	...
Stellite 706	bal	29	...	5	1,2	3 (max)	3 (max)	1,5 (max)	1,5 (max)	...
Stellite 712	bal	29	...	8,5	2	3 (max)	3 (max)	1,5 (max)	1,5 (max)	...
Stellite 720	bal	33	...	18	2,5	3 (max)	3 (max)	1,5 (max)	1,5 (max)	0,3 B
Stellite F	bal	25	12	1 (max)	1,8	3 (max)	22	2 (max)	1 (max)	...
Stellite Star J	bal	33	18	...	2,5	3 (max)	2,5 (max)	2 (max)	2 (max)	1 B (max)
<b>Ligas Resistentes ao desgaste com fase Laves</b>										
Tribaloy T-400	bal	9	...	29	...	...	...	2,5	...	...
Tribaloy T-800	bal	18	...	29	...	...	...	3,5	...	...
<b>Ligas forjadas resistentes ao desgaste</b>										
Stellite 6B	bal	20	4	1,5 (max)	1	3 (max)	2,5	0,7	1,4	...
Stellite 6K	bal	30	4,5	1,5 (max)	1,6	3 (max)	3 (max)	2 (max)	2 (max)	...
<b>Ligas forjadas resistentes a altas temperaturas</b>										
Haynes 188	bal	22	14	...	0,1	3 (max)	22	0,35	1,25	0,03 La
Inconel 783	bal	3	...	...	0	25,5	28	0,5 (max)	0,5 (max)	5,5 Al, 3 Nb, 3,4 Ti (max)
UMCo-50	bal	28	...	...	0	21	...	0,75	0,75	...
S-816	40 (min)	20	4	4	0,4	5 (max)	20	1 (max)	1,5	4 Nb

As ligas Stellite são compostas basicamente por cobalto, cromo e molibdênio ou tungstênio. Esse é um grupo de superligas designado para a resistência ao desgaste a altas temperaturas, sendo utilizadas também em temperatura ambiente.

O cromo possui uma função dupla, é o formador de carbonetos e o mais importante elemento de liga na matriz, onde promove resistência mecânica, por solução sólida, e a corrosão e oxidação (DAVIS, 2000).

Tungstênio e molibdênio promovem um aumento de resistência adicional a matriz por solução sólida, devido ao seu grande tamanho atômico, gerando distorção da rede cristalina do material, com isso, dificultando a passagem de discordâncias. Quando

presentes em grandes quantidades, eles participam da formação de carbonetos e promovem a formação, durante a solidificação, de carbonetos  $M_6C$ , melhorando também, a resistência a corrosão das ligas (DAVIS, 2000).

A principal diferença entre as ligas Stellite está na sua concentração de carbono. Para uma liga com quantidade de carbono de 2,4% em peso (Stellite 3), os carbonetos constituem em torno de 30 % em peso do material, para outra liga com 1% em peso de carbono (Stellite 6B), os carbonetos constituem em torno de 13 % em peso do material (DAVIS, 2000). Assim elas podem ser classificadas de acordo com a quantidade de carbono presente na liga. Ligas com concentração abaixo de 2% em peso são hipo-eutéticas com dendritas primárias de cobalto CFC cercadas por uma rede de carbonetos eutéticos  $M_7C_3$ . Para concentrações de carbono acima de 2,5% em peso, elas são hiper-eutéticas e consistem em carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$  em uma matriz eutética interdendrítica (ZHANG e ZHAO *appud* FRENK e WAGNIERE, 2013).

Essas ligas possuem uma microestrutura consistindo em carbonetos complexos resistentes ao desgaste dispersos em uma solução sólida de cobalto mais dúctil e tenaz contendo cromo e tungstênio ou cromo e molibdênio (ZHANG e ZHAO, 2013). A figura 1 ilustra a microestrutura de uma Stellite 21, que contém uma solução sólida de cobalto e dois tipos de carbonetos, o  $Cr_7C_3$  e  $Cr_{23}C_6$ , usada em implantes e próteses.

As propriedades mecânicas de algumas ligas Stellite estão representadas na tabela 2.

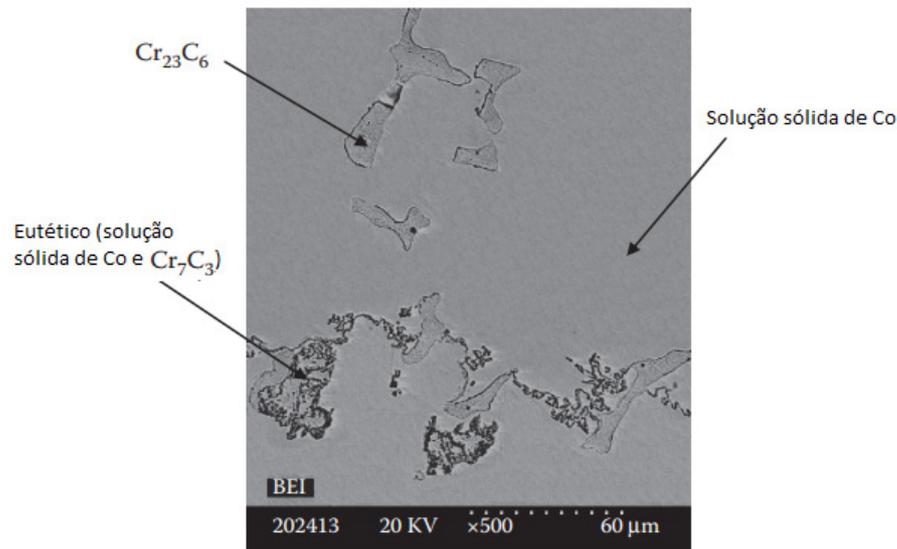


Figura 1: Imagem de MEV mostrando a microestrutura da Stellite 21 com 2 tipos de carbonetos presentes (ZHANG e ZHAO, 2013).

Tabela 2: Propriedades mecânicas de algumas ligas Stellite. Fonte: (KENNAMETAL, 2015).

Propriedade	Stellite 1	Stellite 6	Stellite 12	Stellite 21	Stellite 6B
Tensão de Escoamento (MPa)	1050	700	580	565	632
Alongamento (%)	<1	<1	<1	9	11
Módulo de Elasticidade (GPa)	230	209	226	250	210
Dureza (HV)	550-720	380-490	435-590	290-430	-

Outra classe de liga de cobalto são as Triballoys. Essas ligas são compostas principalmente por cobalto, cromo, molibdênio e silício. Molibdênio e silício são adicionados em níveis excessivos de solubilidade com o objetivo de induzir a precipitação de fase Laves que é dura e resistente a corrosão e também ao desgaste (ZHANG e ZHAO, 2013).

Segundo Davis (2000), a fase Laves é encontrada com estequiometria  $\text{Co}_3\text{Mo}_2\text{Si}$  ou  $\text{CoMoSi}$  e devido essa ser abundante na liga (30-70% em volume), sua presença governa todas as propriedades do material.

Nessa liga, os elementos de liga adicionados possuem funções específicas. A adição de cromo, que é dividido em um terço presente na fase Laves e dois terços na solução sólida, promove a resistência a corrosão de ambos, cobalto e níquel podem se ligar com esses elementos e forma uma matriz tenaz (ZHANG e ZHAO, 2013).

Pela fase Laves ser frágil, dura e governar as propriedades do material devido a sua presença em grande quantidade, quanto maior for a sua porcentagem, menor a ductilidade do material. A figura 2 mostra as microestruturas das ligas Tribaloy T-400 (a) e T-800 (b), mostrando a disposição das fases Laves e da matriz. As propriedades mecânicas de algumas ligas Tribaloy estão apresentadas na tabela 3.

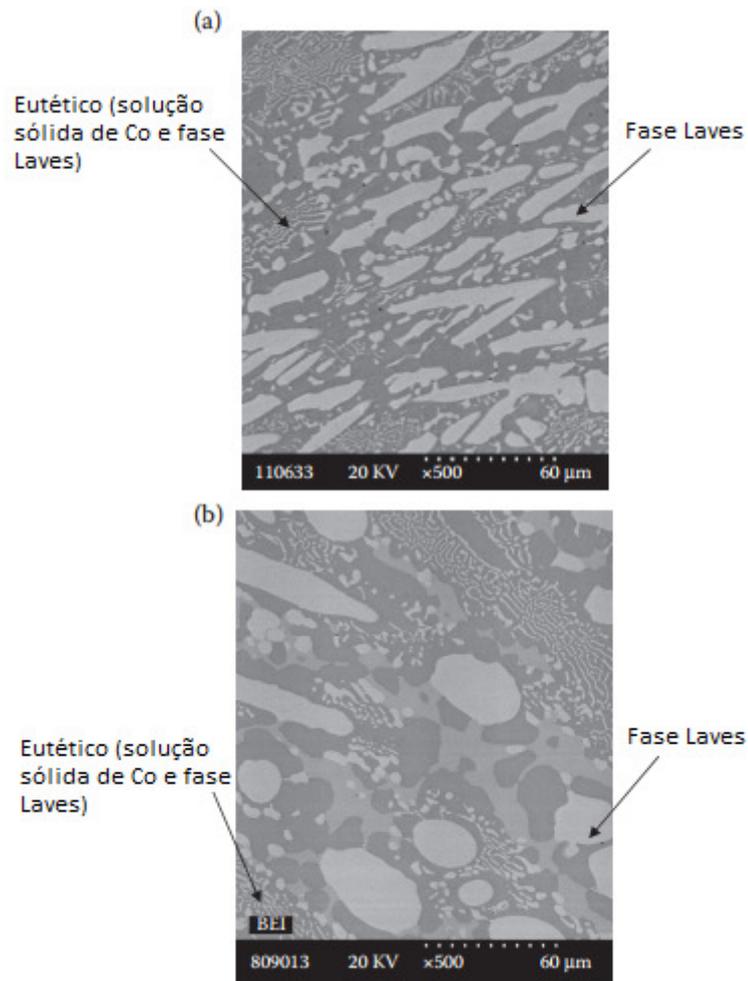


Figura 2: Imagens de MEV da microestrutura das ligas Tribaloy: (a) T-400 e (b) T-800 (ZHANG e ZHAO, 2013).

Tabela 3: Propriedades mecânicas de algumas ligas Tribaloy. Fonte: (ZHANG e ZHAO, 2013).

Propriedade	T-400	T-800
Resistência a Tração (MN/m <sup>2</sup> )	690	-
Módulo de Elasticidade GN/m <sup>2</sup>	266	243
Resistência ao Impacto (Charpy) (J)	4,1	1,4

Além das classes principais de ligas de cobalto citadas acima, Stellites e Triballoys, uma outra classe utilizada devido a sua grande resistência a corrosão a altas temperaturas, são as ligas a base de Co-Cr-Fe. Elas podem ser encontradas na forma fundida (Stellite alloy 250) ou forjada (Umco-50). A composição nominal da alloy 250 é Co-28Cr-23Fe e da Umco-50 é Co-28Cr-20Fe-3Ni-1,5Mo, ambas com baixas quantidades de Mn, Si e C, (DEAL *et al*, 2007). Vale ressaltar que existem poucos trabalhos e informações sobre essas ligas.

Suas propriedades mecânicas a 25° C estão na tabela abaixo:

Tabela 4: Propriedades mecânicas da liga UMCo-50 a temperatura ambiente. Fonte (DAVIS, 2000).

Liga	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HV)
UMCo-50 (fundida)	315	8	250
UMCo-50 (forjada)	610	10	350

Segundo Davis (2000), esta liga possui resistência ao ácido sulfúrico diluído e ácido nítrico e é rapidamente atacada por ácido clorídrico. Sua principal aplicação está em fornalhas de tratamento térmico, distribuidor de lingotamento contínuo e anéis de orifício de escória.

Ligas de cobalto foram desenvolvidas com o intuito de também resistirem ao desgaste abrasivo devido às fases duras ou carbonetos presentes. A resistência a abrasão é fortemente influenciada pelo tamanho e formato das fases duras precipitadas na microestrutura e do tamanho e formato das espécies que sofrerão abrasão (DAVIS, 2000).

Para abrasão a baixa tensão, essa diferença de comportamento tribológico entre a quantidade e os tamanhos das fases precipitados podem ser observados através da figura 3 para ensaios de abrasão de roda de borracha.

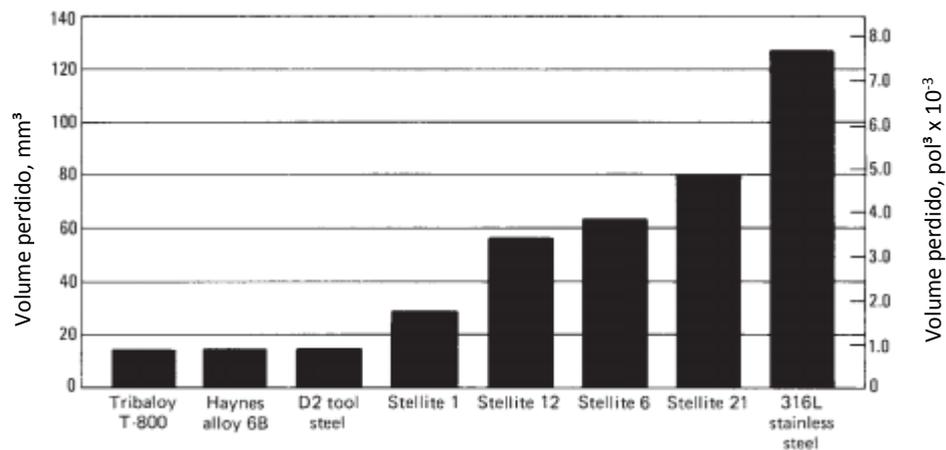


Figura 3: Abrasão a baixa tensão de várias ligas de cobalto pelo procedimento da ASTM G65, (DAVIS, 2000).

Segundo Davis (2000), grandes quantidades de carbonetos foram mais benéficas em tais condições.

A forma e o tamanho com que são precipitados os carbonetos estão diretamente ligadas com a forma na qual o material foi produzido, fatores que influenciam muito na resistência ao desgaste. Esse ponto está muito bem retratado no trabalho de Ahmed *et al* (2014), em que foram feitos ensaios de desgaste abrasivo, nano riscamento e roda de borracha, em ligas de Stellite 6 fundidas e pelo processo de metalurgia do pó conhecido como HIP (*Hot Isotatically Pressed*), que é um processo que refina os carbonetos e os distribui de maneira uniforme na matriz. Os resultados mostram que nos ensaios de nano riscamento a homogeneidade da microestrutura e a maior dureza da matriz levaram a uma menor taxa de desgaste em comparação com a liga fundida, resultados que também foram observados nos ensaios de roda de borracha.

Em outros trabalhos, Shetty, Kosel e Fiore, (1982) e Shetty, Kosel e Fiore (1983), fizeram ensaios de esclerometria em ligas de cobalto alloy 6 e alloy 19 com variação dos tamanhos dos carbonetos dispostos na matriz. Esses ensaios foram feitos com indentador Vickers, com o risco foi feito com a face da pirâmide, e com abrasivos de formato irregular de  $Al_2O_3$ . Foram feitos um e vários passes em superfícies preparadas metalograficamente e pré desgastadas por ensaio de roda de borracha. Uma das conclusões que eles chegaram foi de que a interface matriz-carboneto tem um importante papel na resistência a abrasão dessas ligas. A falha do contorno matriz-carboneto resultou em formação de grandes pits na liga com carbonetos finos e

contribuiu para a remoção do carboneto fraturado nas ligas com carbonetos grosseiros.

## 2.2 TRIBOLOGIA

A ciência que estuda, dentre outros fenômenos, o desgaste abrasivo é a tribologia. A palavra tribologia vem do grego *tribos*, que significa esfregar, e *logos*, que significa estudo. É a ciência e tecnologia de superfícies que interagem em movimento relativo e de temas e práticas relacionadas (JOST, 1990).

O estudo da tribologia está dividido em três grandes grupos: atrito, lubrificação e desgaste.

O atrito pode ser interpretado como o processo de dissipação de energia e o desgaste como uma dissipação da estrutura da superfície e/ou massa. (ZUM-GAHR, 1987). O modelo de Bowden e Tabor para o atrito, de uma forma simples, assume que a força de atrito é a soma da contribuição da força de adesão desenvolvida pela área real de contato entre as superfícies e a força de deformação necessária para movimentar a aspereza da superfície dura através da menos dura (HUTCHINGS, 1992).

A lubrificação pode ser definida como uma maneira de diminuir o atrito entre as superfícies evitando o contato e dissipando a energia do movimento relativo entre as duas superfícies (ZUM-GAHR, 1987).

O estudo da Tribologia é bastante complexo, pois os fenômenos tribológicos são sistêmicos, ou seja, dependem fortemente das condições do tribossistema em que estão atuando.

## 2.3 DESGASTE

Segundo Zum-Gahr, (1987), desgaste pode ocorrer com perda e/ou dano superficial, encontrado em várias situações diferentes como em equipamentos mecânicos até em articulações humanas como joelhos e ombros. Várias técnicas diferentes são

aplicadas para testes de desgaste. Em contraste com outros testes mecânicos, não há especificações padrão para os testes de desgaste, mas um grande número de técnicas tem recebido grande aceitação em laboratórios ao redor do mundo (ZUM-GAHR, 1987).

Segundo Zum-Gahr, (1987), os grandes números de termos para descrever os processos de desgaste frequentemente complicam a discussão sobre os problemas que envolvem desgaste. De acordo com a norma DIN 50320, há quatro mecanismos básicos que combinados entre eles, estão envolvidos no processo de desgaste que são:

- Adesão: formação e quebra de ligações interfaciais;
- Abrasão: remoção de material devido a riscamento;
- Fadiga superficial: fadiga e formação de trincas em regiões superficiais devido a ciclos de tensões;
- Reações triboquímicas: formação de produtos de reações químicas como resultado de interações químicas entre elementos do tribossistema iniciada por uma ação tribológica.

### **2.3.1 Desgaste abrasivo**

No desgaste abrasivo, material é removido ou destacado de uma superfície por partículas duras, ou por asperezas duras no contracorpo, forçada sobre a superfície no deslizamento (HUTCHINGS, 1992).

#### **2.3.1.1 Mecanismos de desgaste abrasivo**

O desgaste abrasivo pode ser classificado em dois corpos, que ocorre quando uma aspereza dura de uma superfície, ou quando um abrasivo é fixado nessa superfície, risca a outra durante o deslizamento, e três corpos, quando as partículas de desgaste

estão soltas e se movimentam sobre a superfície no deslizamento, ilustrado na figura 4.

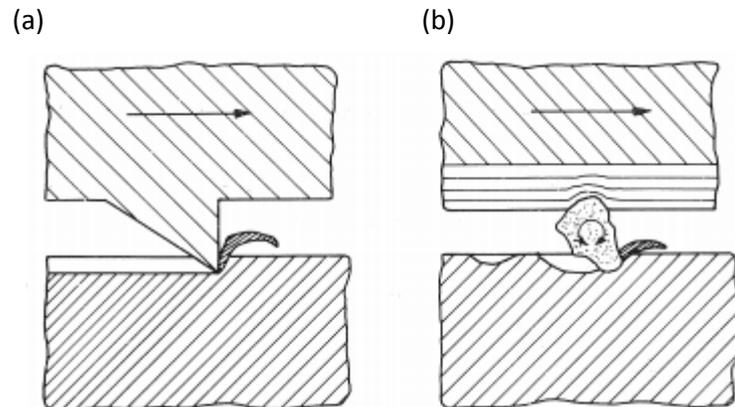


Figura 4: Desgaste a (a) dois e (b) três corpos. Fonte: (ZUM GAHR, 1987).

O desgaste pode ser classificado de outras maneiras, podendo ser de alta-tensão e baixa-tensão. Na abrasão a alta-tensão, a força que age sobre a partícula é excedida, causando sua fratura durante o processo de desgaste, enquanto a abrasão baixa-tensão, a partícula permanece sem fraturar, (HUTCHINGS, 1992). O termo *gouging* é utilizado quando grandes partículas de abrasivo atuam no processo de desgaste, resultando num desgaste acentuado da superfície, através da retirada de grandes fragmentos.

A superfície pode ser classificada de acordo com os micromecanismos de desgaste, apresentados na figura 5, que são:

- Microsulcamento: figura 5 (a), onde a passagem da partícula abrasiva não causará retirada de material, mas apenas uma deformação plástica com o escoamento do material;
- Microcorte: figura 5 (b), onde haverá uma remoção do volume de material proporcional ao volume do abrasivo que penetrou na superfície;
- Microfadiga: figura 5 (c), ocorre quando há vários deslocamentos sucessivos de material pela passagem do abrasivo, na configuração de microsulcamento, fazendo com que ocorra a fadiga do material, que será desprendido da superfície;

- Microtrincamento: figura 5 (d) particularmente em superfícies de materiais frágeis, haverá o destacamento do material devido a formação e propagação das trincas.

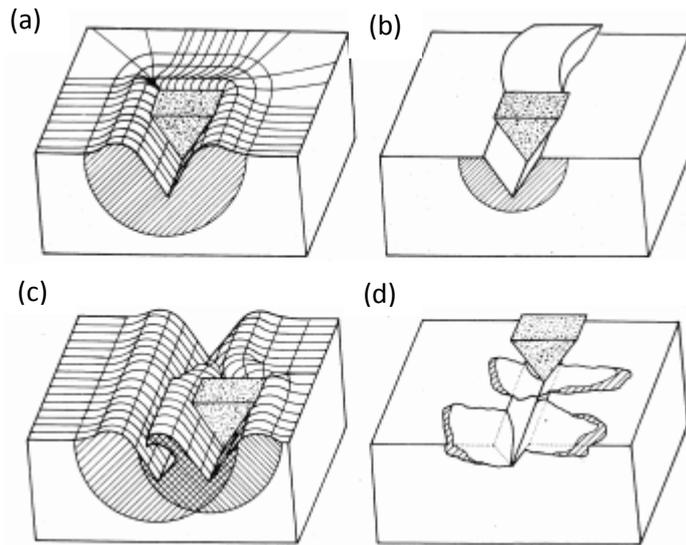


Figura 5: Interações físicas entre as partículas abrasivas e as superfícies dos materiais (a) microsulcamento; (b) microcorte; (c) microfadiga; (d) microtrincamento. Fonte: (ZUM-GAHR, 1987).

Os mecanismos de desgaste sempre acontecem em conjunto em um processo de desgaste, nunca isoladamente, mas, sempre há uma predominância de um ou outro, que pode mudar com a mudança do ângulo de ataque da partícula abrasiva, mantendo todos os outros parâmetros constantes.

Segundo ASTM G 40, o ângulo de ataque é definido como o ângulo da direção de movimento de um líquido ou de partículas sólidas e a tangente à superfície no ponto de impacto. O ângulo de ataque da partícula abrasiva influencia no modo de desgaste, acontecendo uma transição do microsulcamento para o microcorte. Essa transição ocorre a partir de um ângulo de ataque crítico  $\alpha_c$ . Na prática, uma transição gradual do microsulcamento para o microcorte é observada com o aumento do ângulo de ataque. (ZUM-GAHR, 1987). Como mostrado na figura 6, onde  $\alpha$  é o ângulo de ataque.

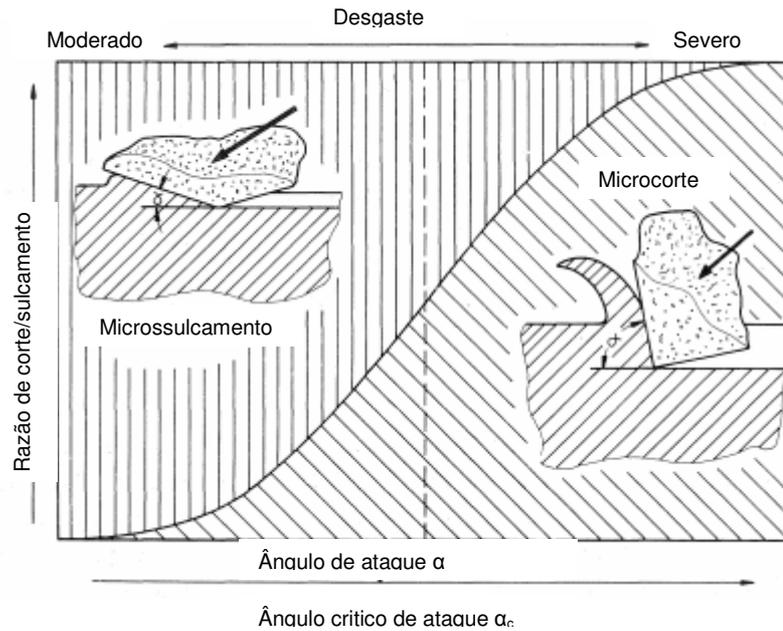


Figura 6: Transição do microsulcamento para o microcorte como função da razão do ângulo de ataque e o ângulo de ataque crítico. Fonte (ZUM-GAHR, 1987).

Na figura 6, podemos observar que com o aumento do ângulo de ataque, na abcissa, há um aumento na razão de corte/sulcamento, na ordenada, e uma transição de um desgaste moderado para um desgaste severo.

Em uma situação real de desgaste, há o contato de várias partículas diferentes com diferentes ângulos de ataque sobre a superfície.

### 2.3.2 Fatores que influenciam no desgaste abrasivo

#### 2.3.2.1 Propriedades da partícula abrasiva

A partícula abrasiva é de extrema importância para o processo abrasivo, portanto, é necessário saber sobre algumas propriedades das partículas que influenciam no desgaste. Essas propriedades são:

- (a) Dureza;
- (b) Formato da partícula abrasiva;
- (c) Tamanho da partícula.

## (a) DUREZA

A dureza da partícula abrasiva está ligada diretamente com as taxas de desgaste do material, partículas mais duras causarão maior desgaste do que as menos duras. Se o material da superfície escoar plasticamente uma vez que sua tensão de escoamento foi atingida, escoamento plástico irá ocorrer na superfície quando a pressão média de contato for três vezes a tensão uniaxial de escoamento  $T$ . (HUTCHINGS, 1992). Essa pressão de contato que é três vezes a tensão uniaxial de escoamento  $T$  é conhecida como dureza do material  $H$ .

Segundo Hutchings (1992), para uma partícula esférica pressionada contra uma superfície plana, a máxima pressão de contato é em torno de 0,8 vezes a dureza de indentação do material. Então para que ocorra indentação na superfície do material, a dureza  $H$  do material terá que ser menor do que 0,8 vezes a dureza do abrasivo  $H_a$  ( $<0,8H_a$ ), ou seja,  $H_a/H > 1,25$ .

Para valores em que  $H_a/H > 1,2$ , teremos abrasão severa, ocorrendo a penetração da partícula abrasiva na superfície sob ação de uma carga normal, e para condições em que  $H_a/H < 1,2$ , teremos abrasão moderada, ocorrendo a fratura ou o escoamento plástico da partícula abrasiva quando em contato com a superfície agindo sob uma carga normal. Figura 7, mostra a influência da relação entre as durezas  $H_a$  e  $H$  para os valores de abrasão moderada e severa.

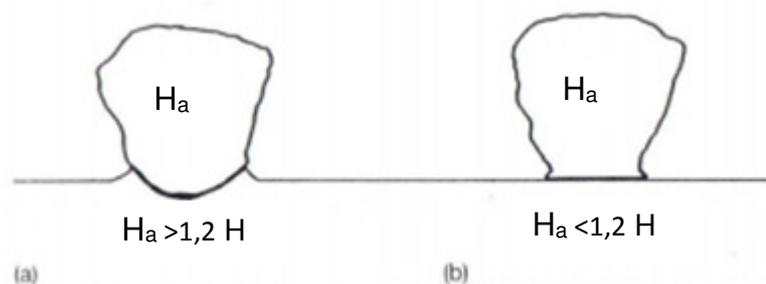


Figura 7: Ilustração do contato entre uma partícula abrasiva sob uma carga normal e a superfície plana. (a) Se  $H_a$  é maior que  $1,2H$ , a partícula irá indentar a superfície; (b) se  $H_a$  é menor do que  $1,2H$ , escoamento plástico irá ocorrer na partícula, que terá as pontas cominuídas. Fonte (HUTCHINGS, 1992).

A figura 8 mostra a variação da taxa de desgaste referente a essa relação de durezas para materiais cerâmicos e metais.

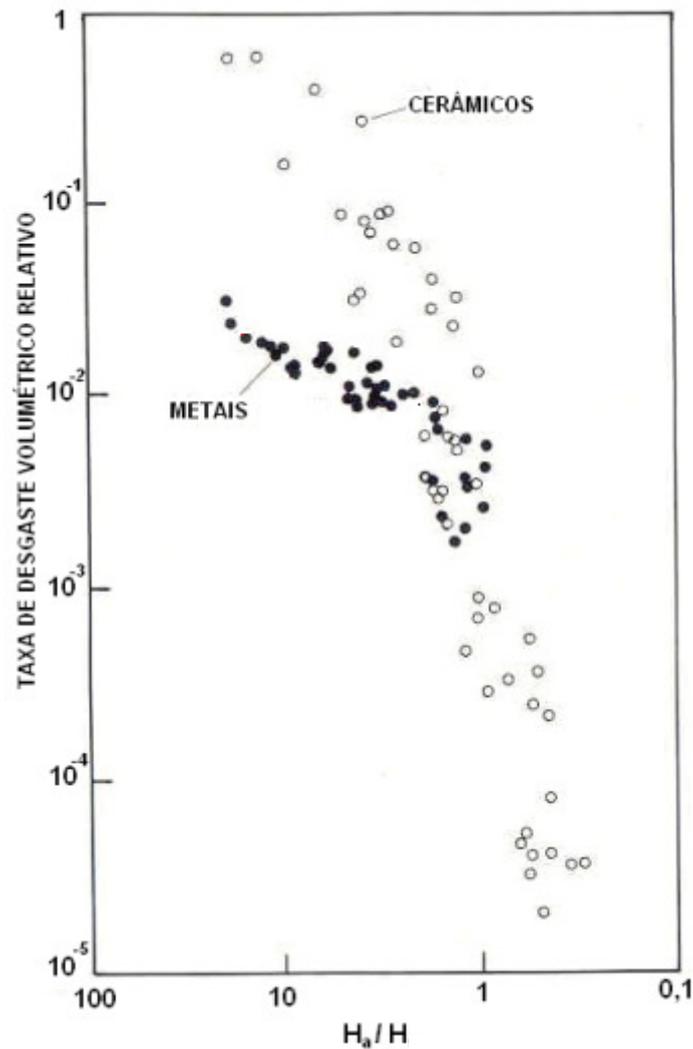


Figura 8 Taxa de volume desgastado em relação a taxa de dureza do abrasivo pela dureza da superfície ( $H_a/H$ ) para materiais cerâmicos e metálicos e partículas abrasivas, para abrasão a dois corpos. Fonte: (HUTCHINGS 1992).

#### (b) FORMATO DA PARTÍCULA ABRASIVA

O formato da partícula abrasiva influencia nas condições de desgaste da superfície, sendo que uma partícula mais angulosa causará maior desgaste do que uma partícula mais arredondada. Essa característica de angulosidade é bem difícil de se definir.

Diferenças no formato da partícula dessa magnitude, podem resultar em diferenças na taxa de desgaste em dez vezes ou mais, ainda, a angulosidade do abrasivo é raramente mensurada quantitativamente. (HUTCHINGS, 1992).

Para tentar mensurar o formato da partícula, foi criado o fator de esfericidade  $F$ , que mede o quão próximo a área da projeção de uma partícula está de um círculo com mesmo perímetro.  $F$  será a taxa entre a área da projeção  $A_c$  e a área de um círculo de mesmo perímetro  $P$  da projeção, dado pela expressão:

$$F = \frac{4\pi A_c}{P^2}$$

(1)

Se  $F=1$ , a projeção bidimensional da partícula será um círculo, quanto mais afastado de 1 for esse valor, a partícula será mais angulosa. A figura 9 a seguir mostra as formas arredondada e angulosa.

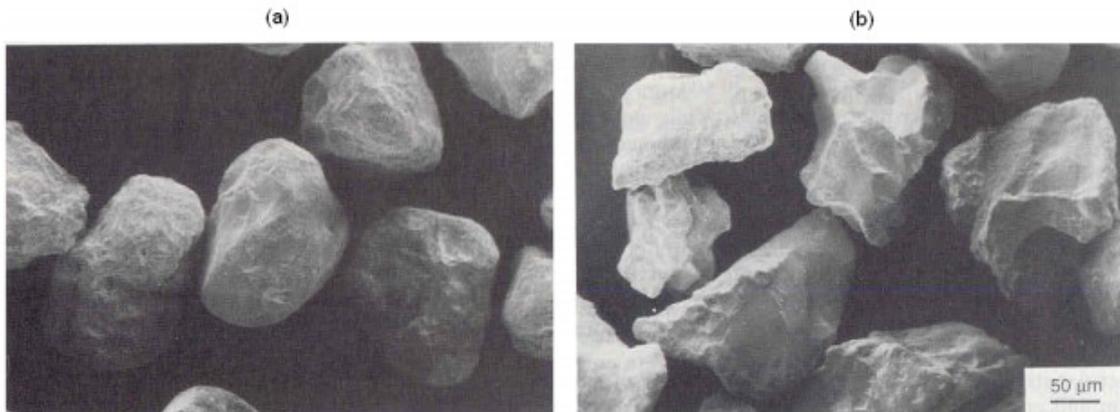


Figura 9: Partículas de sílica, visualizadas no Microscópio Eletrônico de Varredura, (a) partículas arredondadas e (b) partículas angulosas. Fonte: (HUTCHINGS 1992).

### (c) TAMANHO DA PARTÍCULA

O comportamento do desgaste abrasivo em função do tamanho da partícula abrasiva está mostrado na figura 10:

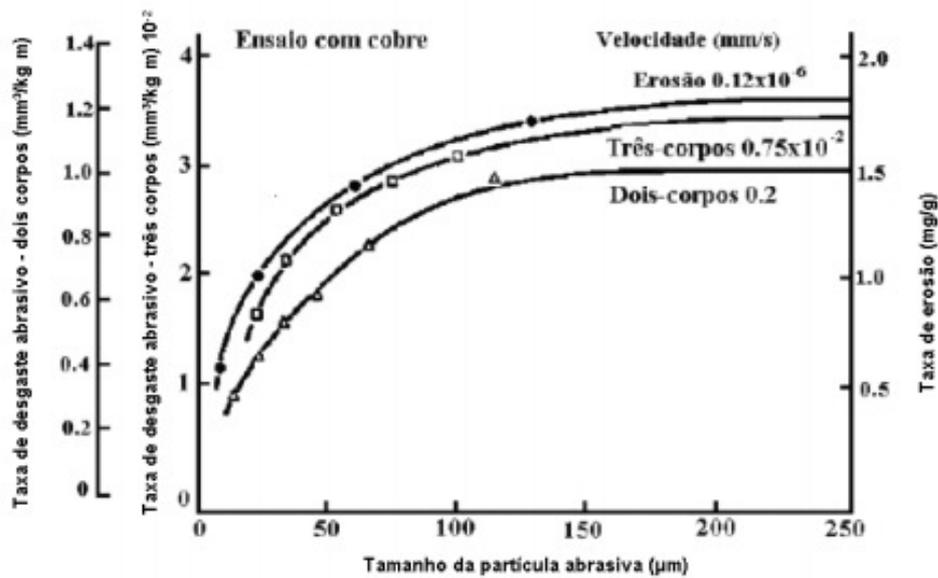


Figura 10: Taxa de desgaste para o cobre nas configurações de dois corpos, três corpos e erosão, por partículas de carbeto de silício com diferentes tamanhos. Fonte: adaptado (HUTCHINGS 1992).

Para partículas menores do que  $100\mu\text{m}$  a taxa de desgaste cai abruptamente. Uma explicação para este comportamento está no efeito escala, onde a tensão para o escoamento de um volume de material muito pequeno (pontual), devido ao contato de partículas bem pequenas, é maior do que aquelas com grande volume, talvez pela dificuldade de nucleação ou movimento de discordâncias no volume menor. Esse aumento na tensão local de escoamento com a diminuição da escala de deformação leva a uma redução nas taxas de desgaste por processos plásticos, caracterizando o processo do efeito escala. (HUTCHINGS, 1992).

O comportamento apresentado na figura 10 está ligado a materiais dúcteis, que envolve o escoamento plástico. Para materiais frágeis, estes exibem uma dependência maior na taxa de desgaste com a variação no tamanho da partícula. (HUTCHINGS, 1992).

### 2.3.2.2. Microestrutura do material

Muitos materiais que são sujeitos ao desgaste abrasivo possuem fases duras ou precipitados em uma matriz mais macia. Essas fases podem ser carbonetos ou fases intermetálicas que possuem uma dureza bastante elevada. A resposta desses materiais depende do tamanho da fase dura em relação à escala da deformação causada por cada partícula abrasiva individualmente. Essa escala de deformação pode ser descrita tanto pela largura quanto pela profundidade da indentação causada por cada partícula (HUTCHINGS, 1992). Isto está diretamente ligado a fração volumétrica da fase dura no material e também ao caminho livre entre elas, podendo o material se comportar de forma homogênea ou heterogênea com o processo de desgaste, como mostrado na figura 11.

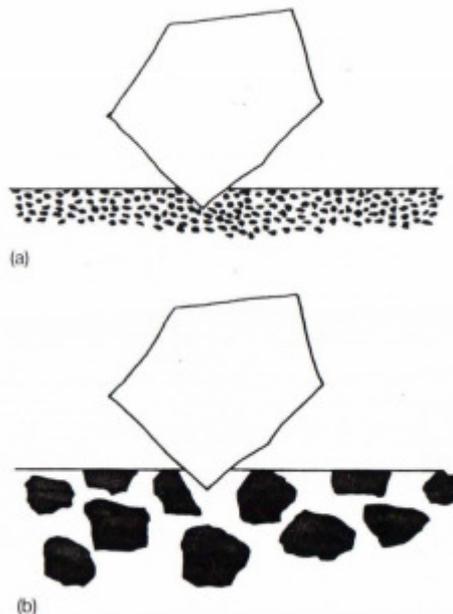


Figura 11: Ilustração da importância da relação entre o tamanho do contato da partícula abrasiva e a região de fases duras precipitadas no desgaste abrasivo. (a) o material responde de maneira homogênea, enquanto (b) responde de forma heterogênea. Fonte (HUTCHINGS, 1992).

A regra geral de que uma grande fração de partículas de segundas fases duras é desejável para melhorar a resistência ao desgaste não é, contudo, universalmente verdadeira. A matriz deve ter boa tenacidade para absorver a energia do contato da

partícula abrasiva com a fase dura, caso contrário, se a matriz for frágil, as partículas duras agirão como concentradores de tensão que formará a trinca que se propagará pela matriz e removerá o material junto com as segundas fases, que podem agir, a partir de então, como abrasivos no sistema, (HUTCHINGS, 1992).

Se as partículas duras forem comparáveis em tamanho com abrasivo e o dano causado por ele, o material se comportará de forma heterogênea (figura 11). A ação da partícula abrasiva poderá levar ao escoamento ou a fratura, dependendo da carga, tamanho, geometria e propriedades do abrasivo e da resistência da interface com a fase dura (HUTCHINGS, 1992).

Alguns materiais apresentam redução da resistência ao desgaste com aumento da dureza global, como no caso dos cerâmicos e ferros fundidos brancos. O comportamento ótimo é atingido com valores intermediários de dureza e tenacidade à fratura, demonstrados na figura 12, relacionando com a resistência ao desgaste. Materiais duros têm sua resistência ao desgaste aumentada proporcionalmente com o aumento da tenacidade a fratura e materiais com alta ductilidade, que tem dureza menor, a resistência ao desgaste aumenta com o aumento da dureza. O aumento da severidade do sistema, com aumento do tamanho da partícula, angulosidade ou carga normal, leva a um deslocamento da curva para a direita para valores maiores de tenacidade a fratura.

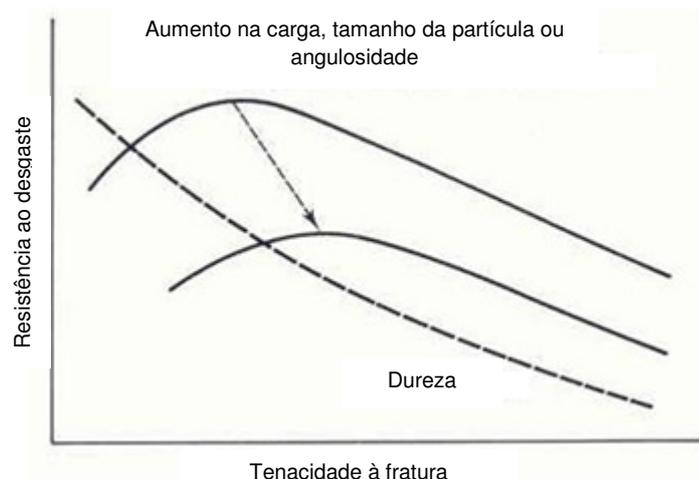


Figura 12: Relação entre a tenacidade à fratura e a resistência ao desgaste para metais e cerâmicos. Fonte: (ZUM-GAHR, 1987).

## 2.4 ESCLEROMETRIA (*SCRATCH TEST*)

Este tipo de ensaio consiste em um evento monoabrasivo, diferente da situação geral onde vários abrasivos entram em contato com a superfície do material a ser desgastado, que utiliza uma partícula dura que irá penetrar o material a ser testado e irá riscá-lo com uma determinada carga normal e velocidade.

Os ensaios de esclerometria podem ser divididos em 3 grupos (JACOBSSON *et al*, 1996):

- Baixa velocidade: onde a superfície é riscada em passe único em uma determinada direção (figura 13 a), movimentos alternativos de ida e volta (figura 13 b) ou com vários passes, (figura 13 c);
- Alta velocidade, com o elemento riscante montado sobre um pêndulo (figura 13 d), ou sobre um disco (figura 13 e);
- Baixa velocidade *in situ*, onde o ensaio é operado dentro de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) com a intenção de detalhar os mecanismos estudados.

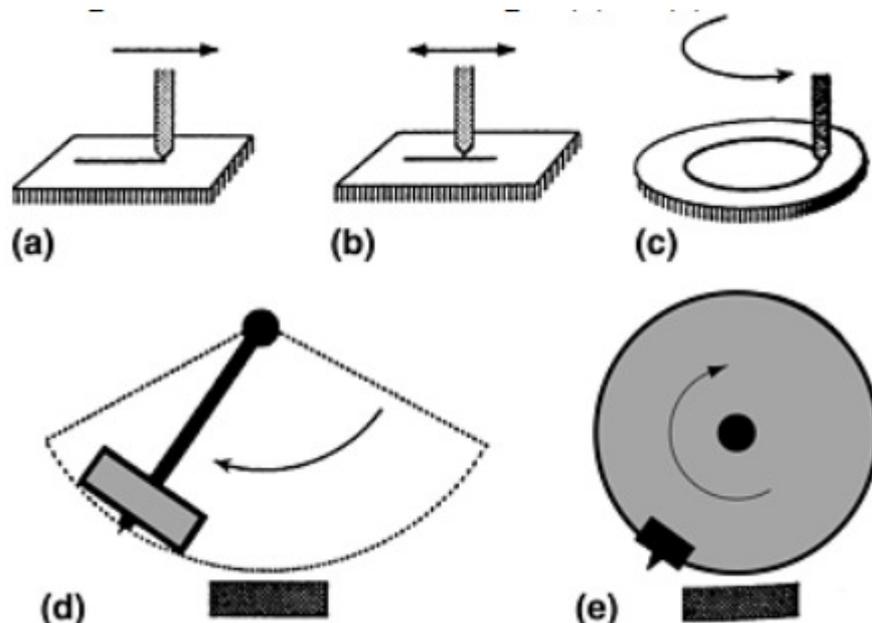


Figura 13: Diferentes formas de ensaios de riscamento: (a) linear, (b) linear alternativo, (c) vários passes, (d) pendular e (e) disco. (BULSARA *et al*, 1996).

Para os ensaios de esclerometria, geralmente são utilizados indentadores de formatos conhecidos tais como os indentadores Vickers e Rockwell C, que são representados na figura 14, mas podem ser usadas partículas de formato e tamanho aleatório de qualquer tipo de material. Os indentadores Vickers, pirâmide de base quadrada de diamante, podem ser utilizados no modo de riscamento com a aresta, representado na figura 14 (a), ou com a face da pirâmide figura 14 (b), sendo que nesses dois modos, a área de contato é a mesma. Para o indentador Rockwell C, cônico de ponta esférica de diamante, a área de contato é representada na figura 14 (c). Todas as áreas de contato dos indentadores estão representadas pelas hachuras na figura 14.

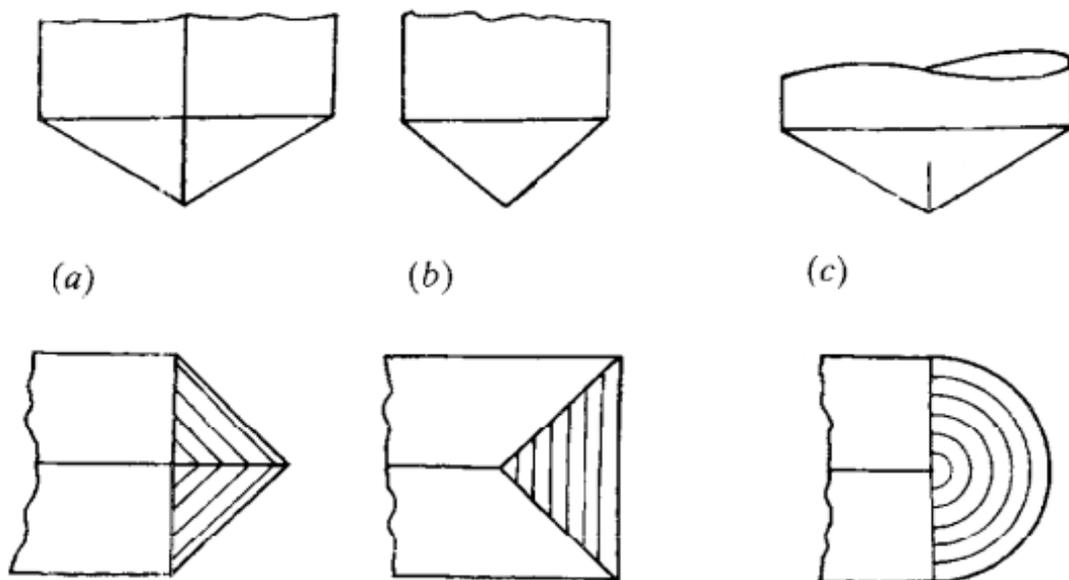


Figura 14: Representação dos tipos de indentadores padrão para ensaios de esclerometria linear com os cálculos de suas respectivas áreas de contato: (WILLIAMS, 1996).

Os indentadores Rockwell C possuem ângulo de ataque  $\alpha$  variável, cujo valor é função da profundidade  $h$ , da metade da largura do risco formado na superfície que foi riscada  $d/2$  e  $R$ , que é o raio do contato, mostrado na figura 15. Para o caso indentadores Vickers temos somente um ângulo de ataque, independente da profundidade e da largura do risco.

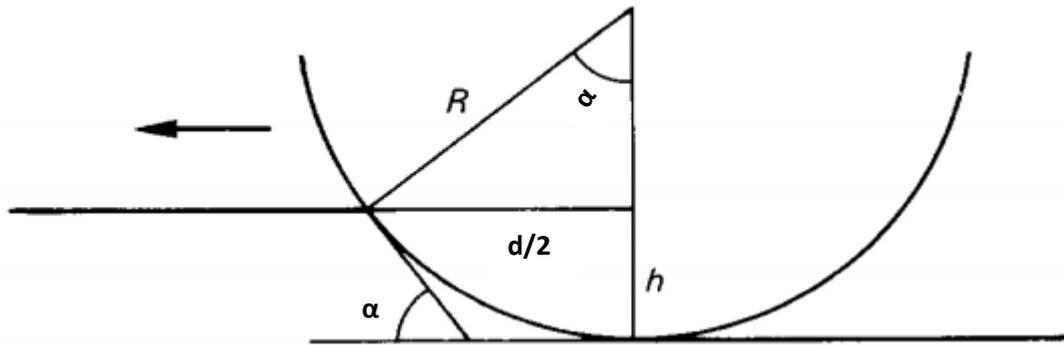


Figura 15: Representação da variação do ângulo de ataque com a profundidade penetrada para indentadores de ponta esférica. Fonte (HOKKIRIGAWA; KATO, 1988).

Em geral, os objetivos do ensaio de esclerometria são (JACOBSSON *et al*, 1996):

- (a) Medir a dureza ao risco;
- (b) Determinar os mecanismos de deformação e/ou remoção de material;
- (c) Classificar os materiais de acordo com sua resistência abrasiva;
- (d) Estimar a adesão de um revestimento com o substrato.

- (a) Medir a dureza ao risco:

Para selecionar os materiais de forma quantitativa quanto a resistência ao riscamento, foi definido um parâmetro conhecido como dureza ao risco  $H_s$ . A dureza ao risco é uma quantidade, expressa em unidades de força por área, que caracteriza a resistência de uma superfície sólida a penetração pela movimentação de um elemento riscante a uma dada carga normal, raio de ponta e velocidade. (ASTM G171, 2009).

Segundo ASTM G171 (2009), a dureza ao risco é calculada dividindo a força normal ( $F_N$ ) aplicada ao indente pela área de contato do indente no risco ( $A$ ). A carga normal geralmente é aplicada por um peso morto ou por uma célula de carga presente no equipamento, já a área de contato do risco é obtida após análise posterior do risco. Para um indente cônico de ponta esférica:

$$H_s = \frac{F_N}{A}$$

(2)

Para o cálculo da área de contato do indentador com o material no momento do riscamento, temos:

$$A = \frac{\pi d^2}{8} \quad (3)$$

Onde  $d$  é a largura do contato entre indentador e material. Relacionando as equações (2) e (3), temos:

$$H_S = \frac{8F_N}{\pi d^2} \quad (4)$$

(b) Determinar os mecanismos de deformação e/ou remoção de material:

Um dos modos para avaliarmos os micromecanismos de desgaste predominantes presentes nos riscos é o fator  $f_{ab}$  (figura 16). Nessa figura temos a seção transversal de um risco. Nela podemos observar a área feita pelo elemento riscante ao passar pelo material ( $A_g$ ) e as áreas de material deslocadas pela passagem do mesmo, por deformação plástica ( $A_1$  e  $A_2$ ). O fator  $f_{ab}$  é obtido pela equação 5. Quanto mais próximo o valor for de 1, significa que as áreas deslocadas foram pequenas e a maioria do material foi retirado por microcorte, indicando a predominância desse mecanismo como forma de desgaste. Se o valor for igual a 1, teremos microcorte puro. Quando o valor do fator for próximo de 0, a maior parte do material foi deslocada para as bordas com a passagem do elemento riscante, sendo assim, o mecanismo predominante nesse ensaio foi o de microsulcamento. Se o valor for igual a 0, significa que tivemos microsulcamento puro e todo o material do risco foi deslocado para as bordas, não ocorrendo desgaste. Valores maiores que 1 são típicos de situações onde ocorre o micromecanismo de microtrincamento, onde fisicamente, representaria uma quantidade de material retirada maior do que o volume do risco. Em situações reais de desgaste, há sempre uma mistura de mecanismos de desgaste, mas normalmente há a predominância de um ou outro.

$$f_{ab} = \frac{A_g - (A_1 + A_2)}{A_g}$$

(5)

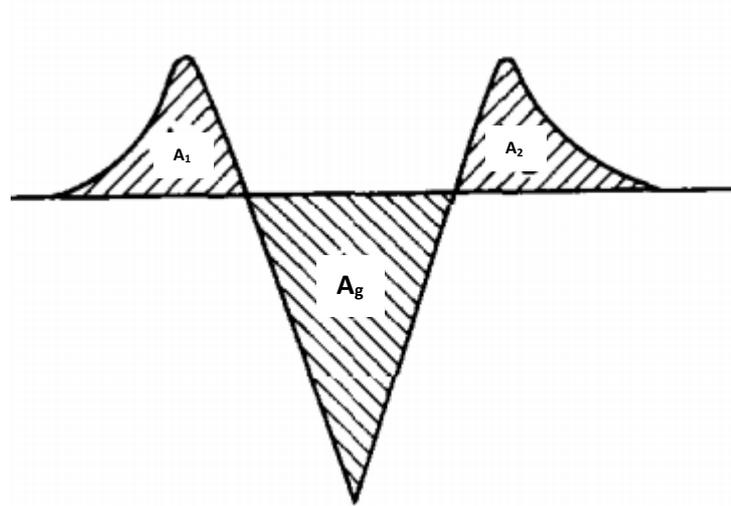


Figura 16: Esquema da seção transversal de um risco representando as áreas do sulco  $A_g$  e as áreas de material deslocadas  $A_1$  e  $A_2$ : adaptado (ZUM-GAHR, 1998).

Uma outra forma de avaliação do mecanismo de desgaste é o grau de penetração, juntamente com a tensão de contato entre as superfícies  $f$ , normalizada, que representa a razão entre a tensão de cisalhamento na interface e a tensão de escoamento do material. Para ajudar na compreensão do efeito da carga nos mecanismos de desgaste abrasivo, o grau de penetração,  $D_p$ , é introduzido como um índice de severidade definido por (HOKKIRIGAWA e KATO, 1988):

$$D_p = \frac{2h}{d}$$

(6)

Onde  $h$  é profundidade penetrada pelo indentador e  $d$  o diâmetro do contato, como representado na figura 15.

Se a pressão de contato é igual a H, dureza do material, o grau de penetração pode ser expresso em função da carga e por considerações geométricas (HOKKIRIGAWA e KATO, 1988):

$$D_p = R_p \left( \frac{\pi H}{2W} \right)^{1/2} - \left( \frac{\pi H}{2W} R_p^2 - 1 \right)^{1/2} \quad (7)$$

Onde W é a carga e  $R_p$  é o raio da ponta do indentador.

A figura 17 mostra os modos de desgaste abrasivo como função do grau de penetração  $D_p$  e a tensão de contato na interface, f. Valores de f iguais 1 representam adesão completa e iguais a 0 representam lubrificação perfeita (HUTCHINGS, 1992).

As linhas de transição de um mecanismo para o outro são provenientes dos modelos de campos de deslizamento utilizados por Challen e Oxley (1979): microsulcamento, microcorte e formação de proa. Formação de proa consiste em crescimento e eventual destacamento da proa formada a frente do indentador.

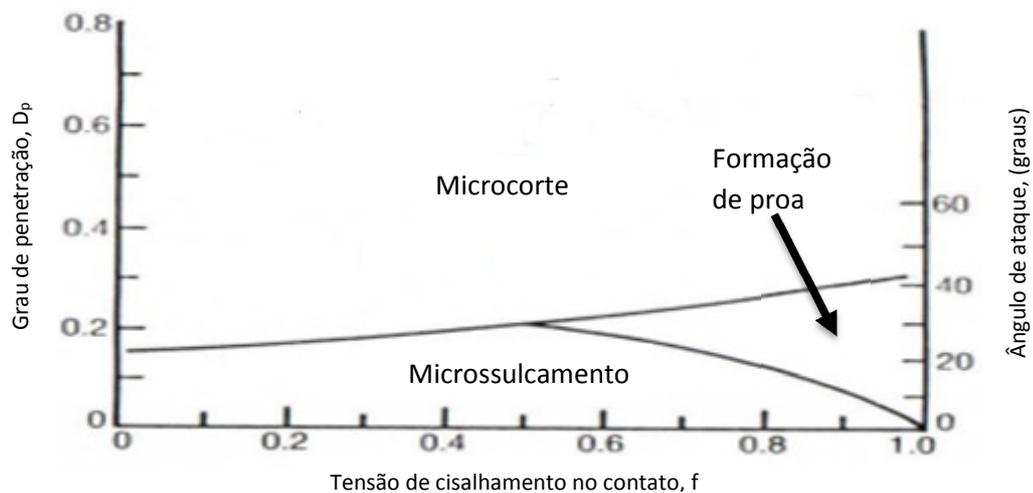


Figura 17: Micromecanismos de desgaste abrasivo em função do grau de penetração  $D_p$  e a tensão de contato interfacial f: adaptado (HOKKIRIGAWA e KATO, 1988).

Neste gráfico, mantendo um valor fixo para f e variando o grau de penetração,  $D_p$ , os micromecanismos de desgaste mudam, isso foi confirmado por Hokkirigawa e Kato (1988) em seu trabalho.

(c) Classificar os materiais de acordo com sua resistência abrasiva:

Para classificar os materiais de acordo com sua resistência ao desgaste abrasivo, Archard propôs um modelo de equação para o volume de material perdido por unidade de distância deslizada  $Q$ , variando com a carga normal  $F_N$  e a dureza  $H$  do material, segundo a equação abaixo, conhecida como a equação de desgaste de Archard:

$$Q = \frac{KF_N}{H} \quad (8)$$

Segundo Hutchings (1992),  $K$  é uma constante que depende de material removido e da geometria da partícula abrasiva.

Para ensaios de esclerometria, uma modificação da equação de Archard foi proposta por Woldman *et al*, (2013):

$$k = \frac{\beta V_g}{sF_N} \quad (9)$$

Onde  $k$  é a taxa de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{Nm}$ ),  $F_N$  é a carga normal aplicada,  $s$  é a distância deslizada e  $\beta$  é o grau de desgaste representado pela equação abaixo:

$$\beta = \frac{V_g - V_s}{V_g} \quad (10)$$

$V_g$  e  $V_s$  são os valores de  $A_g$  e  $A_s$ , que é a soma de  $A_1$  e  $A_2$  na figura 16, que estão representados na figura 18, multiplicados pelo comprimento do risco.

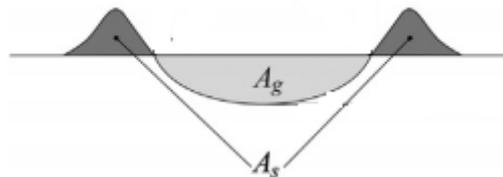


Figura 18: Representação do formato do risco pós ensaio: Fonte: (WOLDMAN *et al*, 2013).

(d) Estimar a adesão de um revestimento com o substrato.

O uso de revestimentos em materiais tem sido largamente utilizados em várias aplicações de engenharia. Se a adesão entre o revestimento e o substrato for insuficiente, falha prematura ocorrerá na interface do revestimento com substrato levando ao destacamento ou fratura deste (JACOBSSON *et al*, 1996).

Durante o teste, é aplicada uma força normal  $F_N$  com aumento linear até que haja o destacamento do revestimento. A força normal que produz esse destacamento é conhecida como força normal crítica,  $F_{N,C}$ , utilizada para medir a adesão.

Segundo Jacobsson *et al*, (1996), o início do destacamento pode ser monitorado por microscopia ótica, emissão acústica e medidas de atrito, e é sugerido que a transição de  $F_{N,C}$  está diretamente associada com o aumento do atrito e da variação da emissão acústica.

### 3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras das ligas Co-Cr-Fe, Stellite 6 e Tribaloy T-400, foram retiradas de guias fundidas. As dimensões dos corpos de prova são de aproximadamente 0,1 x 2,8 x 1,0 centímetros.

O lixamento das amostras foi feito com lixas d'água de SiC com granulometria de 80 a 1200 mesh e o polimento foi feito com alumina 0,6 $\mu$ m.

A análise da composição química foi realizada através das técnicas de análise química de carbono realizada pelo analisador de enxofre e carbono marca Leco Modelo CS 200. Os demais elementos foram analisados por espectrometria a plasma e de absorção a plasma no espectrômetro de plasma Varian modelo ICP/OES VISTAS MPX e o espectrômetro de absorção atômica Agilent Modelo 240FS.

A caracterização microestrutural das amostras foi feita em trabalho anterior por MARQUES (2015). Esta caracterização foi realizada através de microscopia ótica no microscópio Nikon modelo Eclipse MA 200 no laboratório TRICORRMAT na UFES e através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) no LCSM (laboratório de caracterização de superfície dos materiais) da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES). Para revelar a microestrutura do material foi realizado ataque de 100ml de HCl + 5ml H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> com imersão de 10 a 15 segundos para a amostra de Co-Cr-Fe. Para as amostras de Stellite 6 e Tribaloy T-400 foi feito ataque eletrolítico em solução de 100ml de H<sub>2</sub>O + 5ml de HCl + 10g de FeCl<sub>3</sub> com uma voltagem de 3V por 10 segundos.

Para identificação das fases presentes, foram feitos ensaios de difração de raio-x nas amostras antes de serem ensaiadas.

As durezas das amostras foram realizadas no durômetro Vickers WMPA do TRICORRMAT da UFES com carga de 10kgf aplicada durante 10 segundos. Foram feitas 10 medições dispostas aleatoriamente nas amostras.

Para as ligas Stellite 6 e Tribaloy T-400 que apresentam carbonetos e fase Laves, respectivamente, foram avaliadas tanto a dureza na matriz como dos e carbonetos e

fase Laves. Essas durezas foram feitas no microdurômetro Pantec modelo HXD – 100TM do TRICORRMAT da UFES. As cargas utilizadas foram de 50 gramas para a matriz e os carbonetos da amostra de Stellite 6 e 100 gramas para a matriz e a fase Laves da amostra de Tribaloy T-400. O tempo de aplicação de carga foi de 15 segundos e foram feitas 10 medições.

A rugosidade, após a preparação das amostras, foi feita no perfilômetro Talysurf CLI 1000 – 3D Surface Profiling Systems fabricado por Taylor Hobson Precision, do LCSM (Laboratório de Caracterização de Superfície dos Materiais) da UFES e analisadas pelo software Mountainsmap versão 4.1, segundo a norma ISO 25178.

### 3.2 ENSAIOS DE ESCLEROMETRIA RETILÍNEA

A velocidade de riscamento é um importante parâmetro a ser observado em um ensaio de esclerometria retilínea. Para elevadas velocidades de translação do penetrador, a temperatura do contato entre penetrador e superfície da amostra pode aumentar, podendo provocar alterações na resposta tribológica do material (FERREIRA, 2010). Com o intuito de estudar o efeito da velocidade de riscamento e carga na resposta em diferentes ligas, foram feitos ensaios com velocidades de riscamento de 0,01, 0,1 e 1 mm/s e as cargas normais de 5, 10,5, 15 e 20N.

A resistência a abrasão do material depende fortemente do dano causado na superfície e subsuperfície, o acúmulo de tensão durante o processo deve resultar em endurecimento e enfraquecimento da camada superficial (XU, ZWAAG e XU, 2015).

Segundo Lindroos *et al* (2015) em seu trabalho, ficou claro que a taxa de desgaste determinada por um único passe não representa o comportamento real dos aços em abrasão a alta tensão devido não levar em conta o encruamento superficial do material.

Para melhor avaliar o comportamento abrasivo dos materiais deste trabalho, também foram feitos ensaios com vários passes numa mesma trilha. Nesses ensaios, os riscos foram feitos sempre no mesmo sentido. Para isso, quando o indentador atingia o fim

do curso do primeiro risco, ele era suspenso e retornava à posição inicial para dar seguimento a outro risco, como mostrado na figura 19.

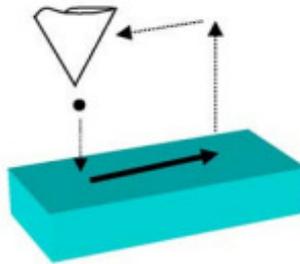


Figura 19: Movimentação do indentador para ensaios com vários passes. Fonte: (MEZLINI *et al*, 2006).

Nesses ensaios, a velocidade utilizada foi de 0,1mm/s. A quantidade de passes foi de 1, 3, 5, 10 passes variando a carga em 5, 10,5, 15, 20, 50, 100N para as três ligas estudadas. Além disso, para a liga Stellite 6, foram feitos ensaios adicionais com 12 e 15 passes para as cargas de 50 e 100N.

Para todos os ensaios foram feitos 3 riscos para cada condição de acordo com a norma ASTM G171. O comprimento do risco foi de 5mm. O indentador utilizado foi o Rockwell C, com 120° de ângulo de ponta e 200µm de raio de ponta. Para cada ensaio foram adquiridos os dados de força normal e coeficiente de atrito aparente.

O coeficiente de arrasto também chamado de coeficiente de atrito aparente, é avaliada através da relação entre a força normal e a força tangencial do ensaio.

Todos os ensaios de esclerometria retilínea foram feitos no equipamento Universal Micro Tester modelo APEX da CETR/Bruker, do LCSM (Laboratório de Caracterização de Superfície dos Materiais) da UFES.

O equipamento completo está mostrado na figura 20. Na figura 21, temos a unidade de esclerometria montada. Na figura 22 é mostrado um desenho esquemático do funcionamento do equipamento.



Figura 20: Universal Micro Tester modelo APEX da CETR/Bruker.



Figura 21: Unidade de microesclerometria retilínea montada.

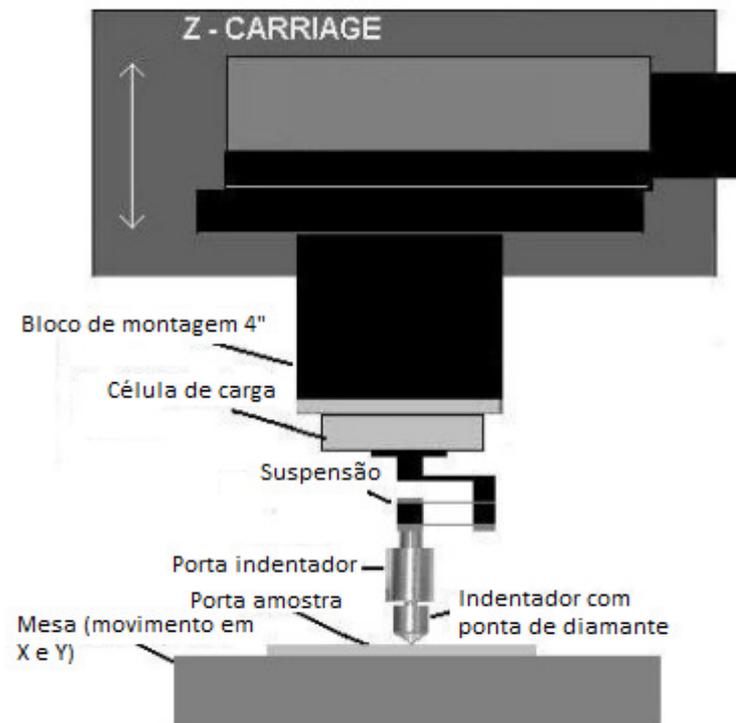


Figura 22: Desenho esquemático da unidade de esclerometria retilínea. Fonte: (CETR, 2009)

De acordo com a figura 24, temos a unidade responsável pela movimentação vertical, (*Z - carriage*). Acoplada a ela temos um bloco de montagem em que são montados a célula de carga, a suspensão, o porta indentador e o indentador. A célula de carga tem a capacidade de medir as forças em Z (carga normal) e em X (tangencial). A suspensão é composta por molas que compensam a variação da distância entre a célula de carga e a amostra, já que durante o ensaio, a unidade responsável pela movimentação em Z se movimenta para manter essa distância constante, sendo assim, manterá a célula de carga com carga constante, logo, a função da suspensão é auxiliar na diminuição da variação da carga normal durante o ensaio, tentando mantê-la mais constante possível. No porta amostra é fixada a amostra e a mesa responsável pelo movimentos em X, perpendicular ao plano da folha, e Y, perpendicular a X e Z.

Para os ensaios, foram utilizados duas células de carga, uma com faixa de medição de 0,2 a 20N e resolução de 1mN, eu foi utilizada nos ensaios com cargas de 5, 10,5, 15 e 20N, e outra com faixa de medição de 2 a 200N e resolução de 10mN, que foi

utilizada nos ensaios com cargas de 50 e 100N. Essas células de carga foram calibradas antes do início dos ensaios de acordo com o manual CETR, 2009. A taxa de aquisição de dados utilizada nos ensaios foi de 50Hz.

### 3.3 AVALIAÇÃO DOS RISCOS

Após os ensaios, os riscos foram analisados no perfilômetro Talysurf CLI 1000 – 3D Surface Profiling Systems fabricado por Taylor Hobson Precision, do LCSM (Laboratório de Caracterização de Superfície dos Materiais) da UFES através do software MountainsMap versão 4.1. Na análise do software, foram excluídos o início e o fim dos riscos, de acordo com a norma ASTM G171, por serem uma região de transição do ensaio de riscamento, e foram sobrepostos os perfis para formar um perfil médio do risco, de acordo com a figura 23. A partir daí foram medidas as larguras dos riscos, para o cálculo da dureza ao risco, de acordo com o proposto por Kobrick, Klaus e Street Jr. (2011). Eles propuseram que essa largura do risco seria melhor definida pela região entre o início da formação do material deslocado para as laterais do risco, determinado pela linha média do perfil topográfico, como mostra a figura 24, representado por d.

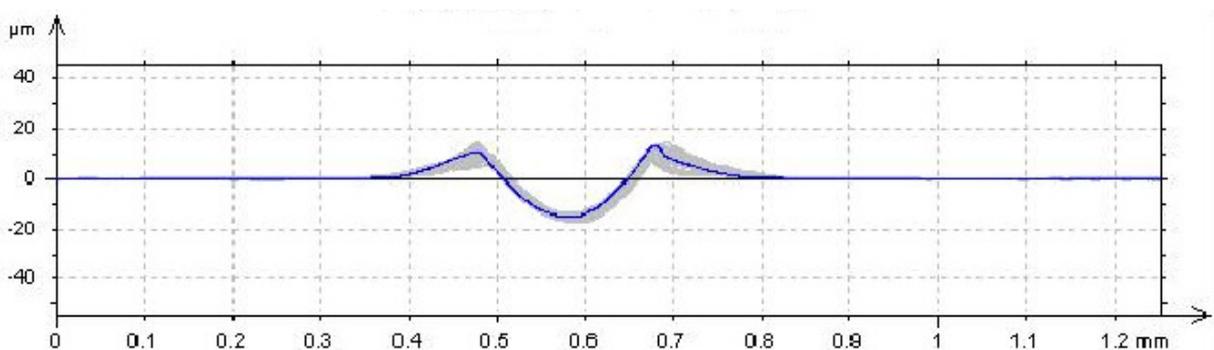


Figura 23: Perfis sobrepostos para forma o perfil médio (em azul).

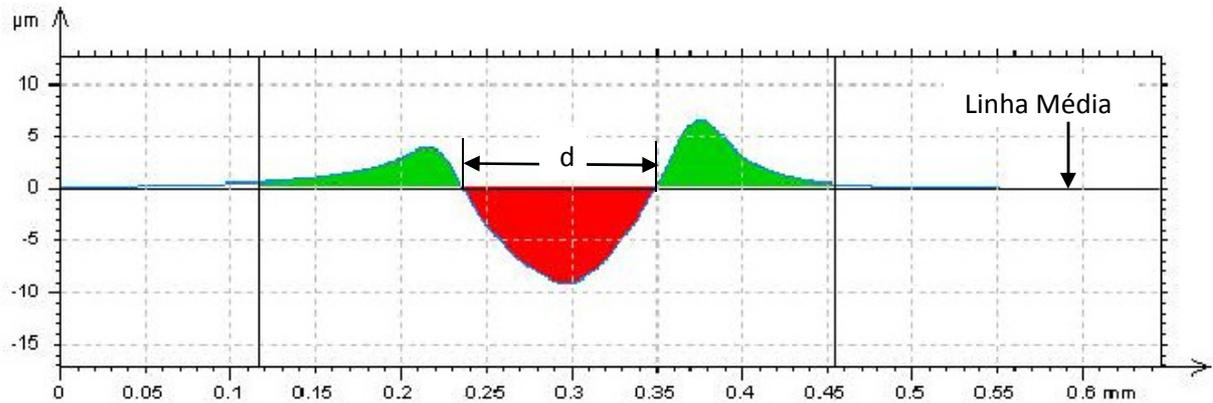


Figura 24: Medição das áreas do risco (vermelho) e do material deslocado para as bordas (verde) e da largura do risco  $d$ .

Foram medidas também as áreas do risco e do material deslocado para as laterais do risco, representados na figura 24. Com esses dados, foram calculados o fator  $f_{ab}$ , de acordo com a equação (5) e a taxa de desgaste de acordo com a equação (9).

### 3.3 AVALIAÇÃO DOS MECANISMOS DE DESGASTE

Para avaliarmos os mecanismos de desgaste presentes, foram analisados os valores de  $f_{ab}$  calculados anteriormente e feitas imagens de cada risco no microscópio eletrônico de varredura.

A interpretação dos valores de  $f_{ab}$  foram comparados com as imagens de cada risco para confirmar o mecanismo de desgaste predominante. Foi feito também, uma comparação com o grau de penetração, calculado pela equação (6).

Segundo Woldman *et al*, (2013), a diferença da equação (6) para a (7) é que a (7) é teórica e calcula o grau de penetração com o penetrador ainda na amostra, sem recuperação elástica, e equação (6), é avaliada experimentalmente, com medição posterior ao ensaio, já considerando a recuperação elástica, sendo estes valores menores do que os encontrados na equação (7).

Para encontrarmos o micromecanismo de desgaste na figura 17, é necessário, além do grau de penetração o valor da tensão cisalhante na interface ( $f$ ). A tensão

cisalhante na interface ( $f$ ), tende a 0 para indentadores de diamante devido a sua alta dureza, serem pequenos em tamanho e sua tendência a não aderir no material de trabalho (CHALLEN, OXLEY E DOYLE, 1983).

Uma vez avaliado o grau de penetração ( $D_p$ ) e considerando a tensão cisalhante na interface ( $f$ ) igual a zero, utilizamos a figura 17 para determinarmos qual mecanismo de desgaste predominante.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA, MICROESTRUTURA E RUGOSIDADE DAS AMOSTRAS

#### 4.1.1 Liga Co-Cr-Fe

A composição química da liga está na tabela 5 abaixo. Os valores são semelhantes aos encontrados na liga UMCo-50, mostrados na tabela 1. As diferenças mais marcantes foram quanto a quantidade dos elementos químicos W, Mo e C e os outros elementos apresentaram valores próximos, estando a composição química dessa liga entre as composições química das ligas Stellite alloy 250, fundida, e UMCo-50, forjada. Por não possuir composição química e processo de fabricação semelhante a nenhuma das ligas comerciais, denominaremos esta liga, neste trabalho, de Co-Cr-Fe que são os principais elementos químicos presentes.

Tabela 5: composição química da liga Co-Cr-Fe, feita por análise química de carbono e por espectrometria a plasma e por absorção a plasma.

Liga	Porcentagem em peso de cada elemento						
	C	Co	Cr	Fe	W	Mo	Si
Co-Cr-Fe	0,22	47,7	29,8	19,1	0,18	0,33	0,96

Na figura 25 podemos notar a presença de grãos grosseiros, dendritas de solidificação, algumas inclusões e precipitados provenientes do processo de fabricação. Trata-se de uma matriz de cobalto com átomos de cromo, molibdênio e ferro em solução sólida substitucional.

A difração de raio x revelou tratar-se de uma estrutura CFC, (MARQUES, 2015).

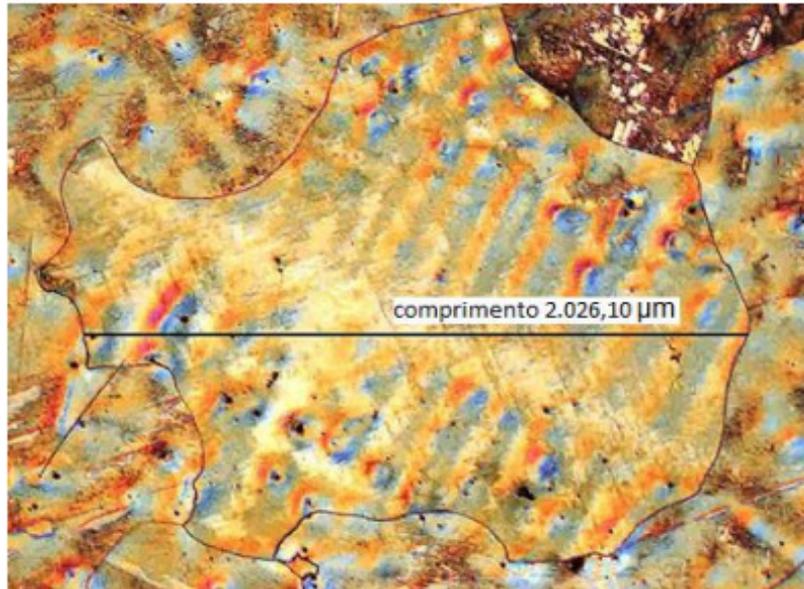


Figura 25: Microestrutura da liga Co-Cr-Fe. Fonte: (MARQUES, 2015).

Os parâmetros de rugosidade obtidos para essas amostras foram:  $S_a = 0,112 \pm 0,026 \mu\text{m}$ ;  $S_q = 0,145 \pm 0,035 \mu\text{m}$ ;  $\text{Skewness} = -0,574 \pm 0,621$  e  $\text{Curtose} = 4 \pm 1,294$ .

#### 4.1.2 Liga Stellite 6

A composição química da liga encontra-se na tabela 6. Essa composição assemelha-se ao da liga comercial Stellite 6, tabela 1, com uma grande diferença na quantidade de carbono que é muito maior do que o máximo da liga Stellite 6 comercial, assemelhando-se mais ao teor de carbono da liga Stellite 1.

Tabela 6: Composição química da liga Stellite 6, feita por análise química de carbono e por espectrometria a plasma e por absorção a plasma.

Liga	Porcentagem em peso de cada elemento						
	C	Co	Cr	Fe	W	Mo	Si
Stellite 6	2,3	64,2	24,2	0,65	4,2	0,02	1,25

Pelo alto teor de carbono, espera-se que esta liga possua uma microestrutura próxima da eutética, com uma matriz de cobalto contendo molibdênio, tungstênio e cromo em solução sólida e precipitação de carbonetos de cromo e tungstênio, este último em menor quantidade, mostrado na figura 26.

A microestrutura dessa liga é mostrada na figura 26 onde podemos notar a presença da matriz (cinza claro) e uma grande quantidade de carbonetos (cinza escuro). Em análise de MEV, foi avaliada a fração volumétrica de carbonetos na liga como sendo de 38,7% (MARQUES, 2015), maior do que a presente na liga Alloy 6, com composição química bem próxima da liga Stellite 6, no trabalho de Shetty, Kosel e Fiore (1982), com 26,5% em fração volumétrica.

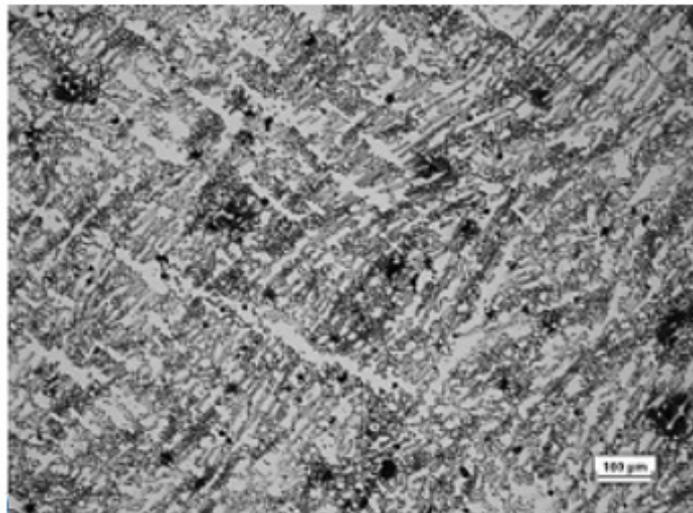


Figura 26: Microestrutura da liga Stellite 6. Fonte: (MARQUES, 2015).

A difração de raio-x na amostra da liga Stellite 6 revelou a presença da fase CFC além de carbonetos dos tipos  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ , (MARQUES, 2015).

Os parâmetros de rugosidade obtidos para essas amostras foram:  $S_a = 0,088 \pm 0,015$   $\mu\text{m}$ ;  $S_q = 0,29 \pm 0,391$   $\mu\text{m}$ ;  $\text{Skewness} = -0,504 \pm 0,342$  e  $\text{Curtose} = 8,651 \pm 9,83$ .

#### 4.1.3 Liga Tribaloy T-400

A composição química da liga encontra-se na tabela 7. Assemelha-se muito com a da liga comercial apresentada na tabela 1, porém, a quantidade de Silício é muito maior, chegando próximo do da liga Tribaloy T-800.

Tabela 7: Composição química da liga Tribaloy T-400, feita por análise química de carbono e por espectrometria a plasma e por absorção a plasma.

Liga	Porcentagem em peso de cada elemento						
	C	Co	Cr	Fe	W	Mo	Si
Tribaloy T-400	0,17	57	8,5	0,76	0,13	29,4	3,36

A microestrutura da liga, figura 27, mostra uma grande quantidade de fase Laves, em uma matriz dúctil de cobalto com a presença de alguns eutéticos formados por fase Laves.

A fração volumétrica de fase Laves presente na liga é de 41,6%, (MARQUES, 2015). Este valor está de acordo com os valores encontrados na literatura que variam de 35 a 70%, para fração volumétrica, (DAVIS, 2000).

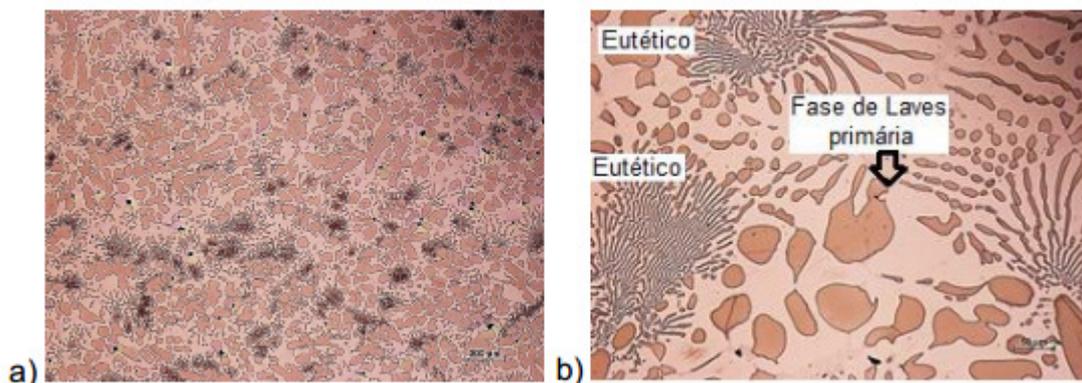


Figura 27: Microestrutura da liga Tribaloy T-400. (a) barra de escala de 200µm e (b) barra de escala de 50µm (MARQUES, 2015).

Os resultados de difração de raio-x na amostra da liga Tribaloy T-400 revelam a presença de fase CFC além de fase Laves dos tipos  $\text{CoMoSi}$  e  $\text{Co}_3\text{Mo}_2\text{Si}$ . (MARQUES, 2015).

Os parâmetros de rugosidade obtidos para essas amostras foram:  $S_a = 0,129 \pm 0,083 \mu\text{m}$ ;  $S_q = 0,169 \pm 0,102 \mu\text{m}$ ;  $\text{Skewness} = -1,248 \pm 2,652$  e  $\text{Curtose} = 22,042 \pm 47,456$ .

## 4.2 DUREZA DOS MATERIAIS

A dureza dos materiais é mostrada na tabela 8. A dureza da matriz das ligas é semelhante, pois estas são uma solução sólida de cobalto com seus elementos de liga. Os carbonetos presentes na liga Stellite 6 são mais duros do que as fases Laves presentes na liga Tribaloy T-400, mas a dureza global da liga Tribaloy T-400 é maior. Isto é devido à grande fração volumétrica das fases Laves na liga Tribaloy T-400, em comparação com dos carbonetos na liga Stellite 6.

Tabela 8: Dureza Vickers das ligas. Fonte: adaptado (MARQUES, 2015).

Liga	Dureza Global (Hv)	Dureza da Matriz (Hv)	Dureza da Fase Dura (Hv)
<u>Co-Cr-Fe</u>	333 ± 5	...	...
<u>Stellite 6</u>	452 ± 5	340 ± 4	1220 ± 20
<u>Tribaloy T-400</u>	488 ± 14	341 ± 5	1056 ± 10

## 4.3 ENSAIOS DE ESCLEROMETRIA RETILÍNEA

### 4.3.1 Ensaios com um passe

As figuras 28, 29 e 30 abaixo apresentam as larguras dos riscos em função da carga para as três ligas testadas. Podemos observar que, de um modo geral, a largura média dos riscos tende a diminuir com o aumento da velocidade para todas as cargas e em todas as ligas, exceto para a carga de 15N na liga Tribaloy T-400 e para as cargas de 5 e 10,5N para a liga Stellite 6. Essa diminuição da largura do risco com o aumento da velocidade é semelhante aos resultados apresentados por (FERREIRA, 2010) em seus experimentos com aço ABNT 8550 beneficiado. As maiores larguras de risco foram observadas nas ligas de Co-Cr-Fe e as menores para a Tribaloy T-400, com a Stellite 6 apresentando valores intermediários. Isto pode ser explicado pelos valores

de dureza global, sendo que as menores durezas apresentaram maiores valores de largura de risco.

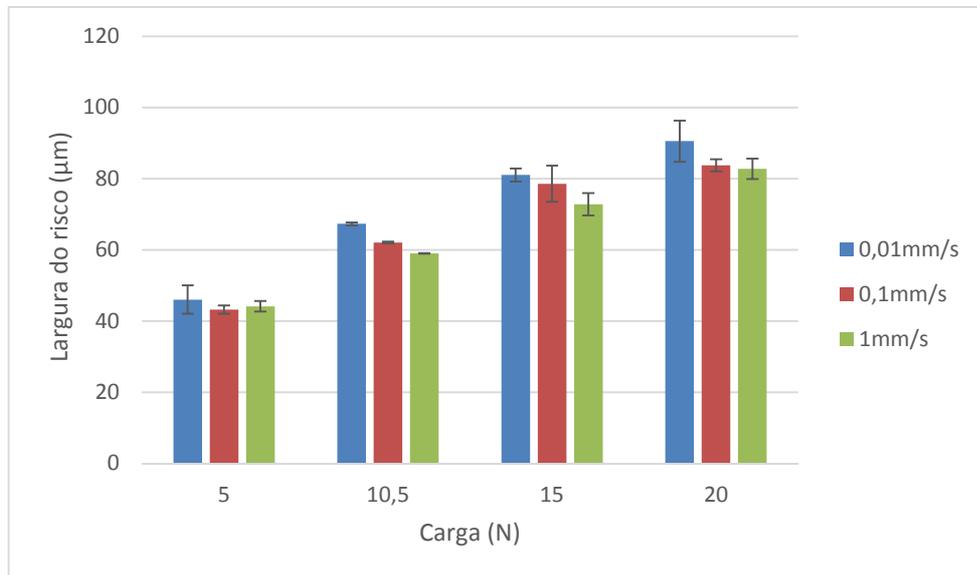


Figura 28: Largura do risco em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe.

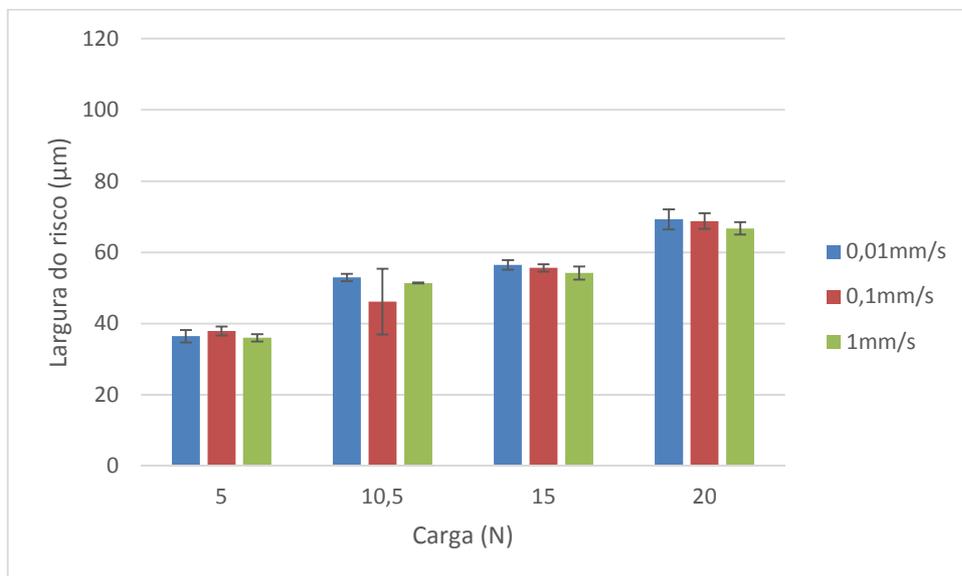


Figura 29: Largura do risco em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6.

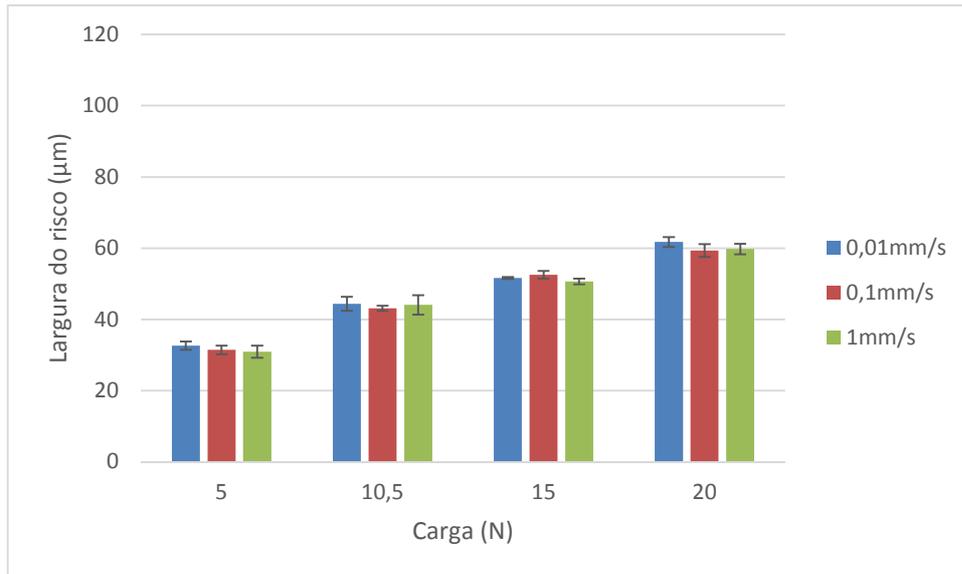


Figura 30: Largura do risco em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400.

As figuras 31, 32 e 33 apresentam a dureza ao risco em função a carga aplicada e a velocidade de riscamento para as três ligas ensaiadas. Para a liga Co-Cr-Fe houve uma pequena tendência de aumento dos valores de dureza ao risco com o aumento da velocidade de riscamento, que sofreu aumentos de uma ordem de grandeza, exceto para a carga de 5N. Isto também foi observado por Maan e Van Groenou (1977) em seus ensaios com aço carbono com diferentes velocidades de riscamento.

Segundo Ferreira (2010), uma possível explicação para esse comportamento pode estar associada com a movimentação das discordâncias móveis: o aumento da velocidade de riscamento não daria tempo dessas discordâncias se movimentarem, e estas atuariam como discordâncias travadas, produzindo assim certo aumento de resistência mecânica do material.

Nas outras ligas, Stellite 6 e Tribaloy T-400, não há uma correlação evidente do comportamento da dureza ao risco com o aumento da velocidade. De um modo geral, a liga Tribaloy T-400 apresentou maiores valores de dureza ao risco, sendo a liga que obteve maior resistência ao riscamento, que pode estar ligado com a maior dureza global desta liga.

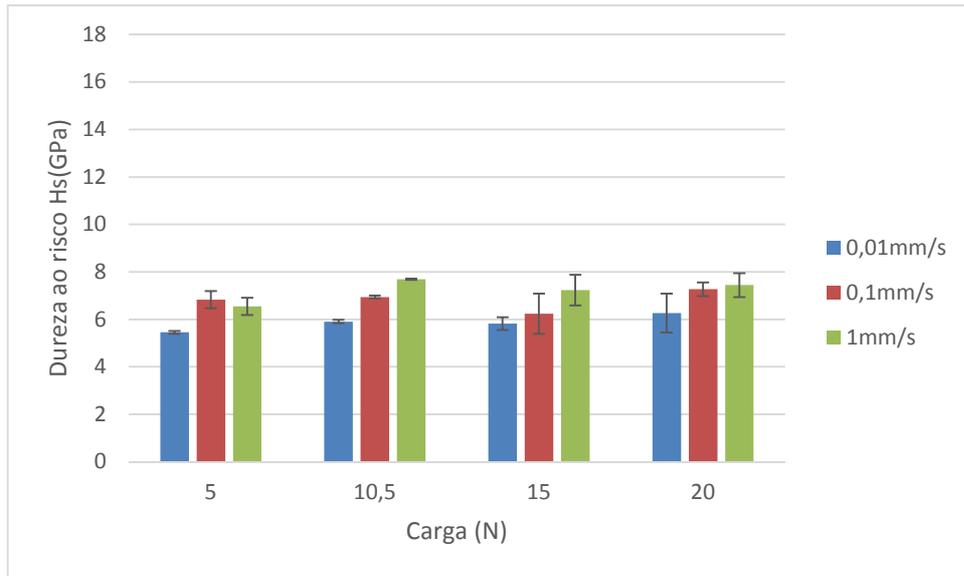


Figura 31: Dureza ao risco ( $H_s$ ) em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe.

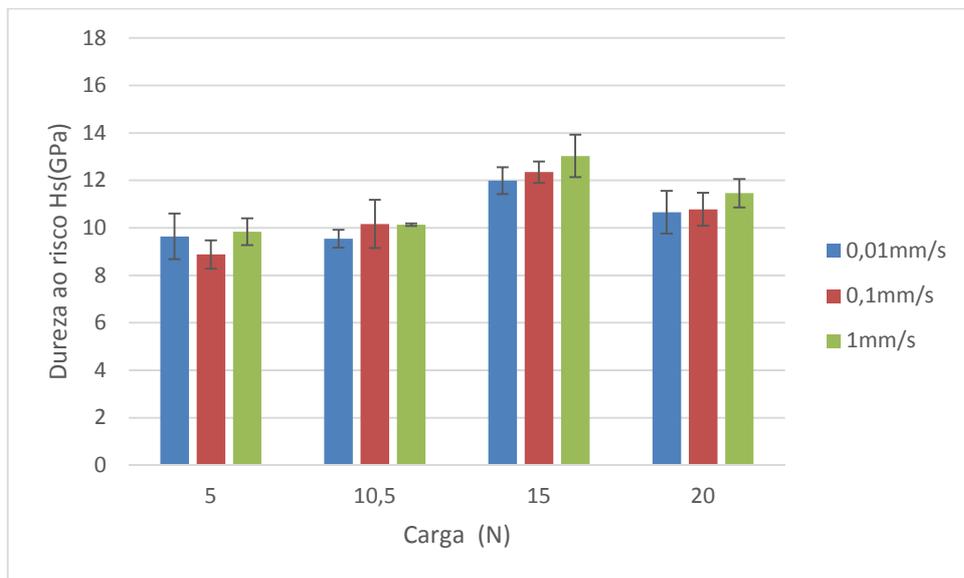


Figura 32: Dureza ao risco ( $H_s$ ) em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6.

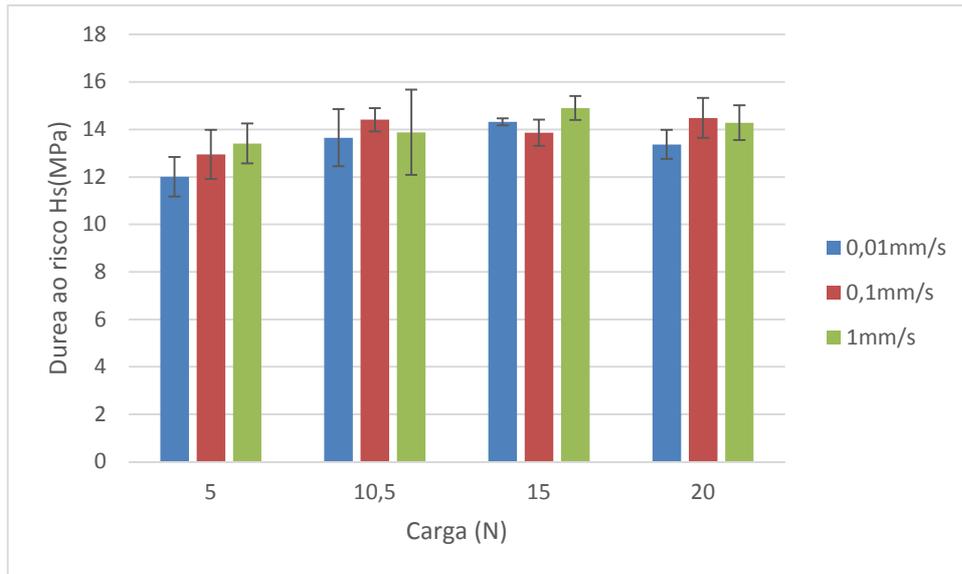


Figura 33: Dureza ao risco ( $H_s$ ) em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400.

Para a análise dos micromecanismos de desgaste foram realizadas as medidas da área do risco e as áreas do material deslocadas para a lateral do risco para o cálculo do fator  $f_{ab}$ , equação (5), para cada liga, figuras 34, 35 e 36:

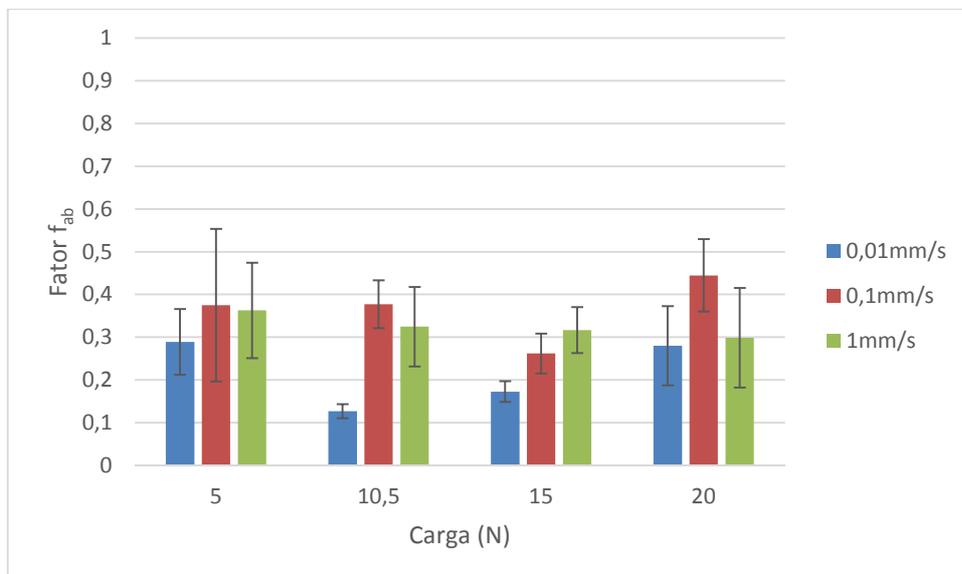


Figura 34: Fator  $f_{ab}$  em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe.

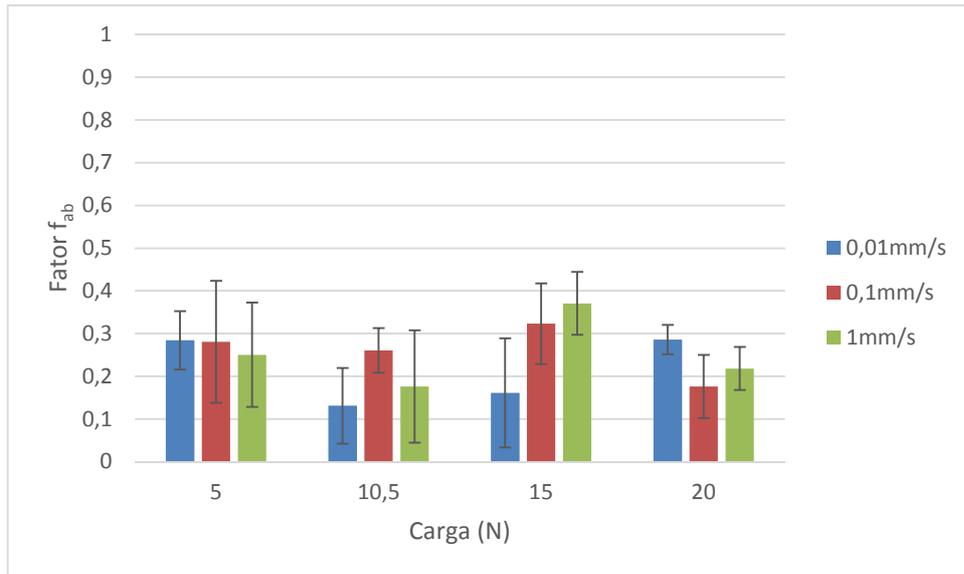


Figura 35: Fator  $f_{ab}$  em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6.

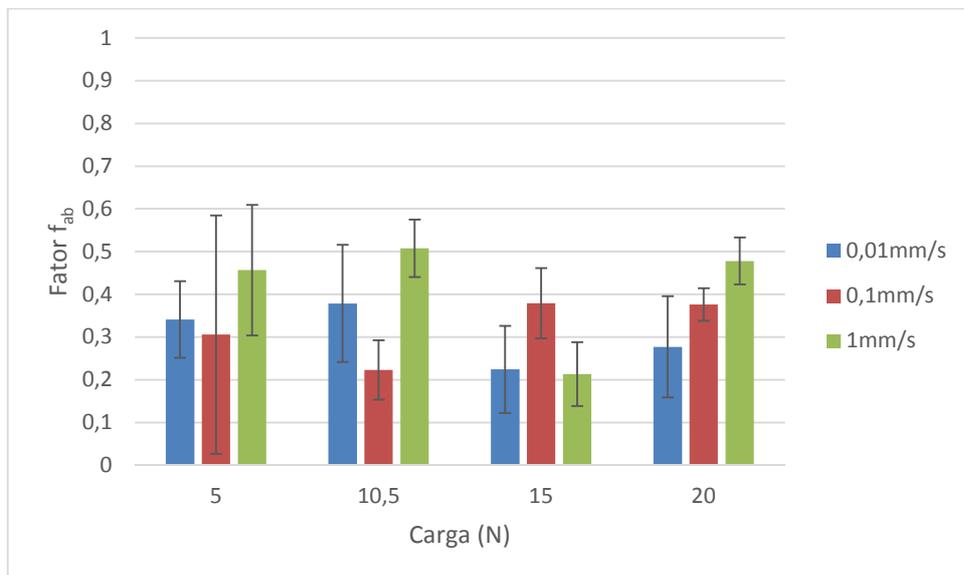


Figura 36: Fator  $f_{ab}$  em função da carga aplicada para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400.

Os valores de  $f_{ab}$  para todas as três ligas não apresentaram uma correlação com o aumento da velocidade. De um modo geral, observando-se os valores médios, todas as ligas apresentaram  $f_{ab}$  menor que 0,5, o que significa que o micromecanismo de desgaste predominante foi o de microsulcamento. Para a carga de 10,5 N e

velocidade de 1 mm/s na liga Triballoy T-400, o valor médio de  $f_{ab}$  ficou ligeiramente maior que 0,5, indicando uma maior tendência ao microcorte. Vale ressaltar a dificuldade de se medir o valor da área do risco e das áreas laterais do risco devido a este não ser regular e seu perfil variar durante o riscamento.

Algumas ligas não são homogêneas o que faz com que em alguns momentos o indentador estará riscando uma fase dura causando variação no perfil do risco, logo, quando é feita a sobreposição dos perfis dos riscos para medição dessas áreas, elas podem diferir de um para o outro mesmo sendo do mesmo material, o que gera desvios padrão grandes, fazendo com que esses valores de  $f_{ab}$  possam chegar até a região de microcorte. Esse comportamento é claramente observado nas ligas Stellite 6 e Triballoy T-400, com os elevados valores de desvio padrão. O comportamento esperado para a liga Co-Cr-Fe era diferente, com baixos valores de desvio padrão, por esta ser uma liga homogênea, mas apresentou também, elevados valores de desvio padrão.

Para confirmação dos micromecanismos de desgaste, foram feitas imagens de MEV. A figura 37 mostra as imagens dos riscos. As setas brancas indicam o sentido do riscamento. Foram selecionadas as imagens dos riscos que no gráfico de  $f_{ab}$  demonstraram valores de desvio padrão altos, evidenciando uma possível mudança de micromecanismo de desgaste de microsulcamento para microcorte, e valores baixos, com predominância de microsulcamento. Podemos observar a formação de material deslocado para as laterais dos riscos em todas as ligas evidenciando a predominância do microsulcamento.

Nas figuras 37 ((c), (d), (e) e (f)) notamos a presença de microtrincamento nos carbonetos e nas fases Laves das ligas Stellite 6 e Triballoy T-400, respectivamente, por serem esses, bastante duros e frágeis.

As setas pretas mostram regiões onde houve um estreitamento dos riscos, fato citado anteriormente, que altera o perfil médio dos riscos causando dificuldade para medição do fator  $f_{ab}$ , como consequência, aumentando o desvio padrão. Vale a pena observar que nessas regiões onde houve estreitamentos há uma diminuição do material deslocado para as laterais do risco, que resulta no aumento dos desvios padrão do fator  $f_{ab}$ .

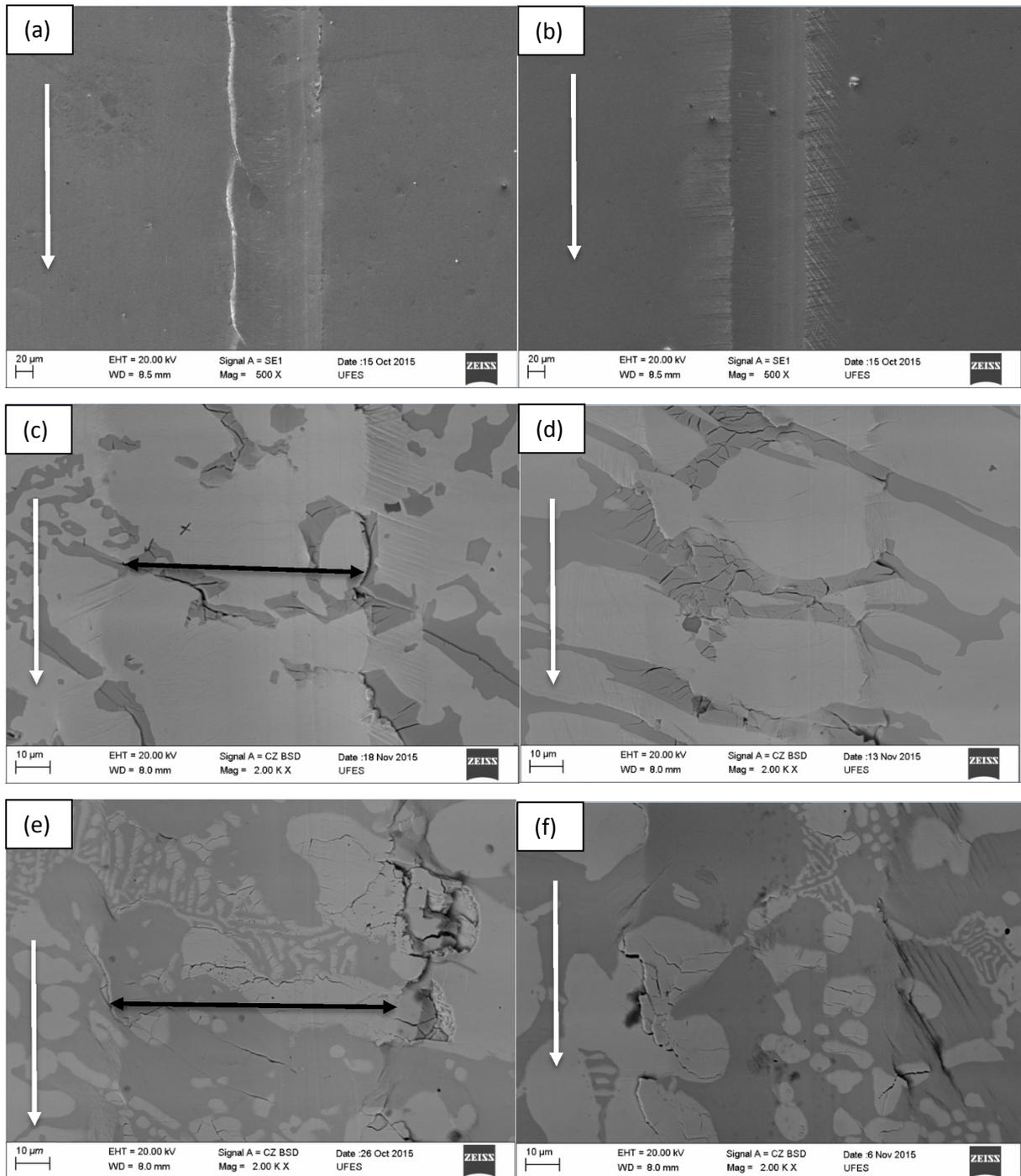


Figura 37: Imagens de MEV dos riscos (a) 20N a 0,1mm/s e (b) 10,5N a 0,01mm/s na liga Co-Cr-Fe, (c) 15N a 1mm/s e (d) 10,5N a 0,01mm/s na liga Stellite 6 e (e) 20N a 1mm/s e (f) 15N a 0,1mm/s na liga Tribaloy T-400.

As figuras 38, 39 e 40 apresentam os dados de grau de penetração das ligas. Os valores não demonstram correlação com a variação da velocidade. Em todas as ligas

houve um aumento do grau de penetração com o aumento da carga, como era esperado.

Segundo Challen, Oxley e Doyle (1983), o ângulo de transição, de microsulcamento para microcorte, para  $f=0$  é  $21,26^\circ$  que é o equivalente a um grau de penetração de 0,15 segundo a equação (9) descrita por Hokkirigawa e Kato (1988):

$$D_p = \alpha \frac{1 - \cos\theta}{\text{sen}\theta} \quad (9)$$

Onde  $\alpha$  é uma constante obtida experimentalmente com valor de 0,8 e  $\theta$  é o ângulo de ataque.

Como o valor de grau de penetração é menor do que 0,15 para todas ligas, conclui-se pela predominância do micromecanismo de desgaste de microsulcamento, estando de acordo com os micromecanismos de desgaste avaliados pelo fator  $f_{ab}$  e as fotos de MEV vistos anteriormente. Os desvios padrão do grau de penetração são bem menores do que o do fator  $f_{ab}$ , e são mais simples de serem medidos.

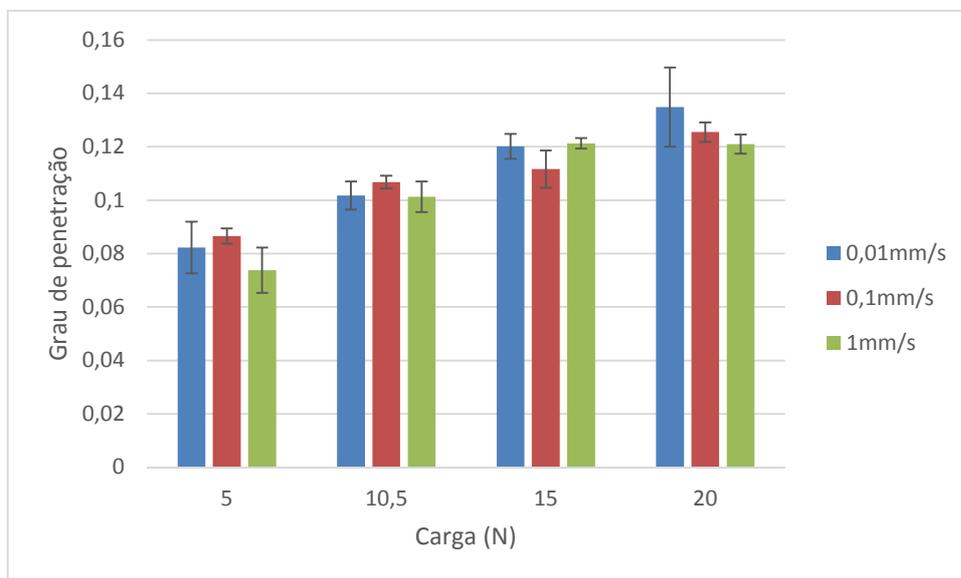


Figura 38: Grau de penetração em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe.

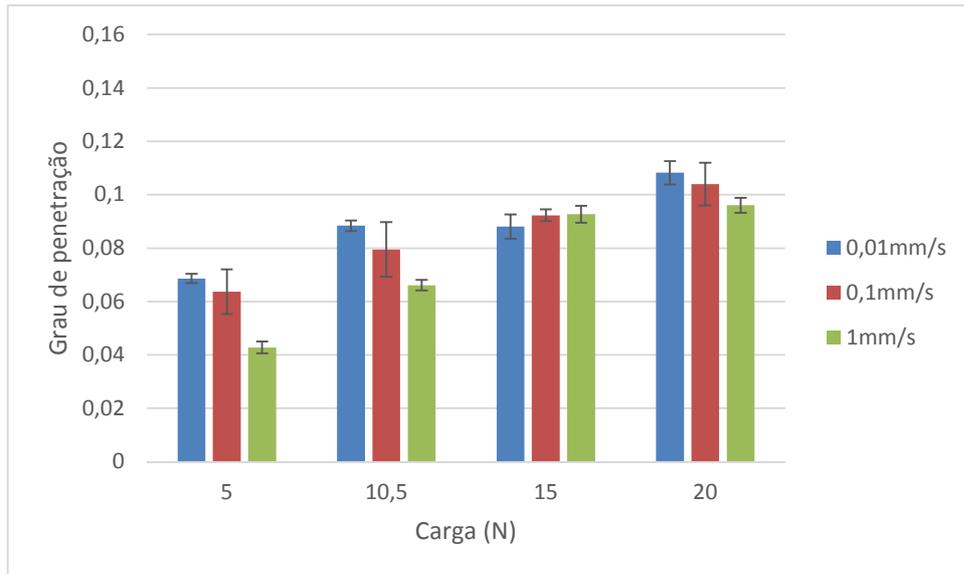


Figura 39: Grau de penetração em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6.

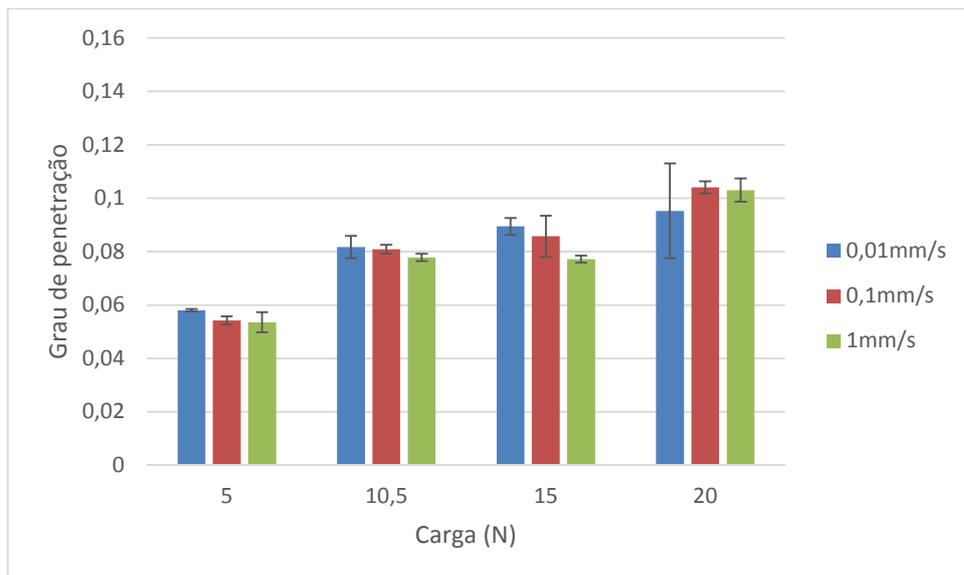


Figura 40: Grau de penetração em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400.

As figuras 41, 42 e 43 abaixo apresentam os valores de coeficiente de atrito aparente médio, onde podemos observar que este não obteve correlação com a velocidade riscamento. Houve uma tendência de aumento somente com a carga. Esse aumento do coeficiente de atrito aparente em função da carga deve, muito provavelmente, estar

associado ao aumento da deformação plástica, resultando numa maior contribuição da parcela de deformação no valor final do coeficiente de atrito aparente (FERREIRA, 2010).

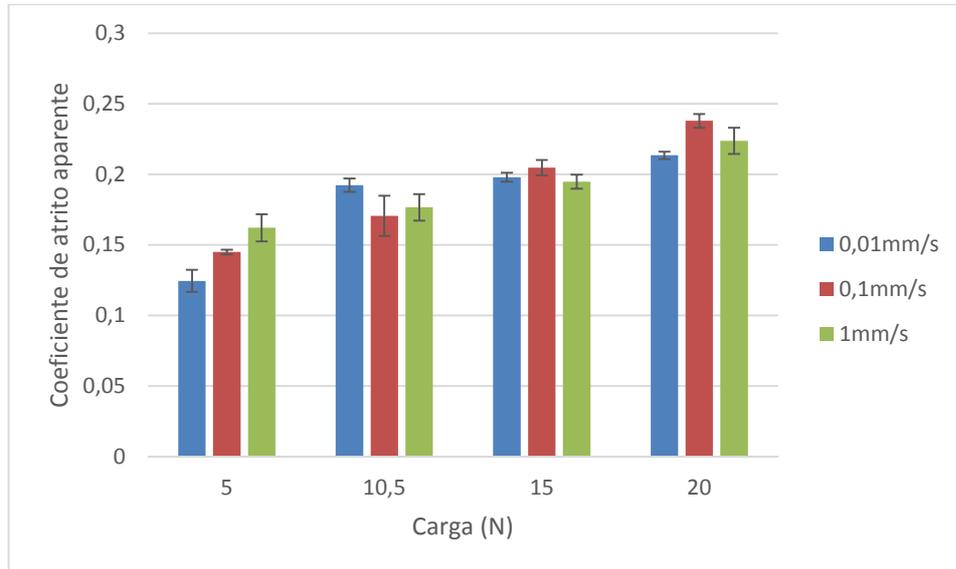


Figura 41: Coeficiente de atrito aparente em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe.

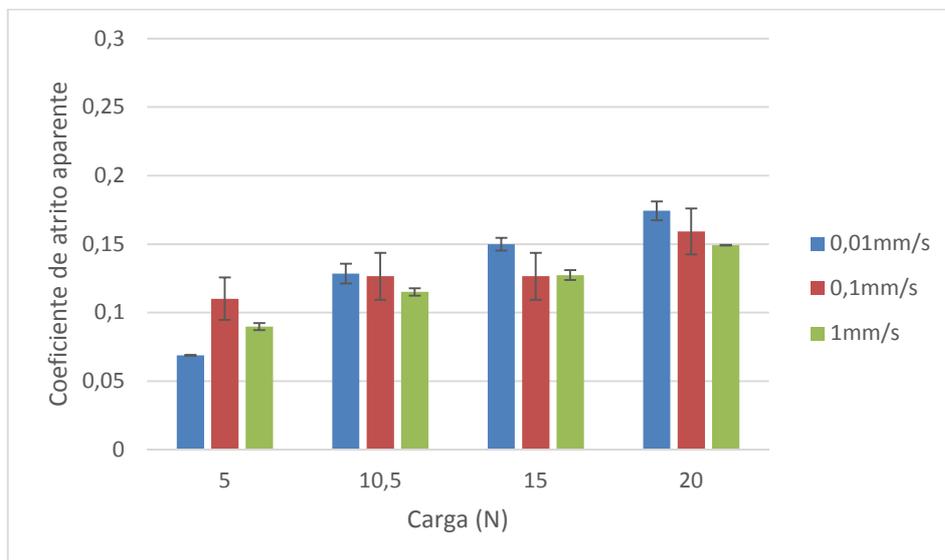


Figura 42: Coeficiente de atrito aparente em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6.

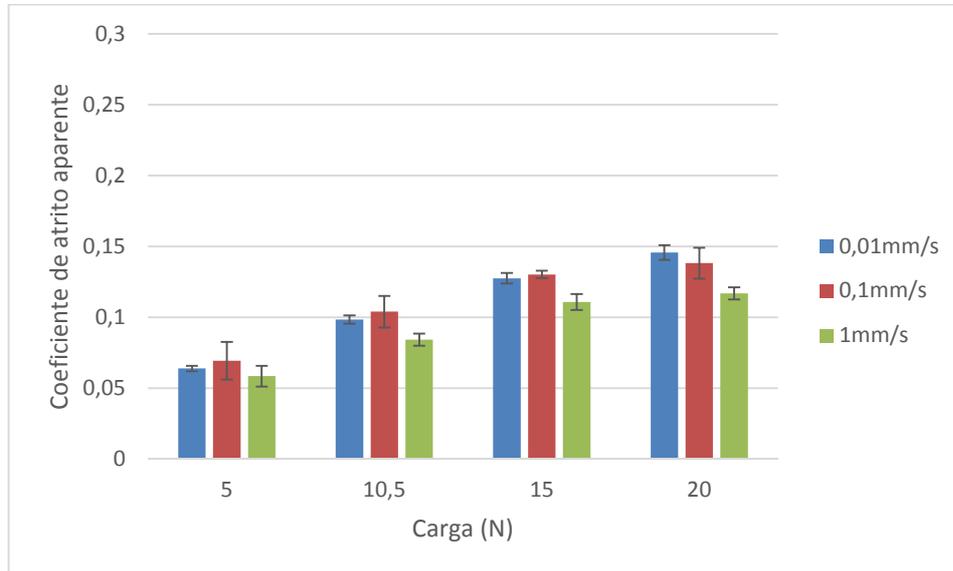


Figura 43: Coeficiente de atrito aparente em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400.

As figuras 44, 45 e 46 apresentam a taxa de desgaste das ligas estudadas em função da velocidade e da carga. No geral, não houve uma clara correlação entre a taxa de desgaste com a carga e a velocidade.

Comparando a taxa de desgaste entre as ligas, fica evidente o efeito da liga nesta. Deste modo, com a menor dureza global inicial a liga Co-Cr-Fe, com dureza global de 333 Hv, apresentou uma maior taxa de desgaste, logo depois, as ligas Stellite 6 e Tribaloy T-400, com durezas globais de 452 Hv e 488 Hv, respectivamente, apresentaram taxas de desgaste semelhantes e menores do que a liga anterior. Isso também foi observado no trabalho de Venci *et al*, (2013), onde foram estudados três tipos diferentes de aço com durezas iniciais diferentes, e também, concordando o resultado com o trabalho de Lindroos *et al* (2015), onde foram estudados aços com durezas e microestruturas diferentes. Ambos os trabalhos empregaram a esclerometria retilínea para a análise do comportamento de seus materiais.

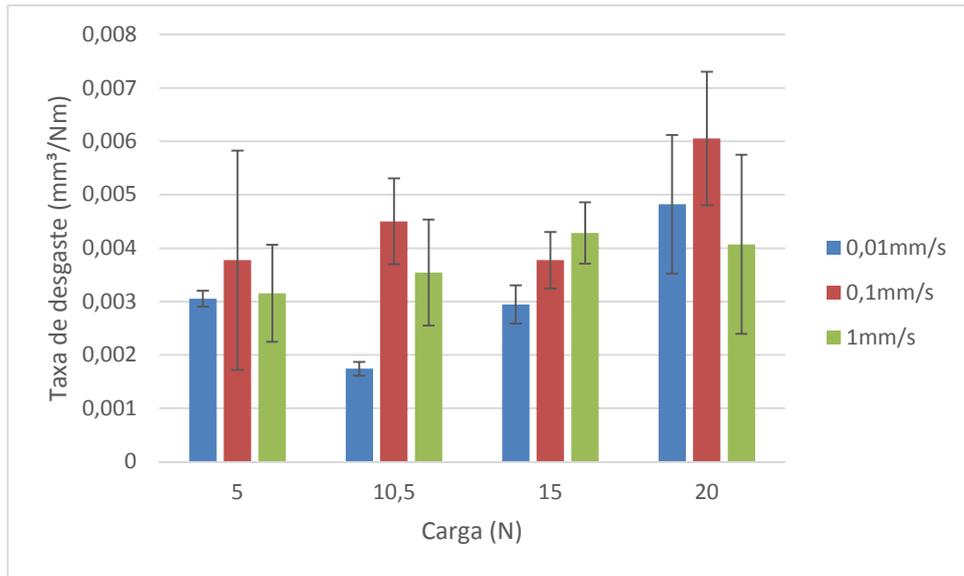


Figura 44: Taxa de desgaste em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Co-Cr-Fe.

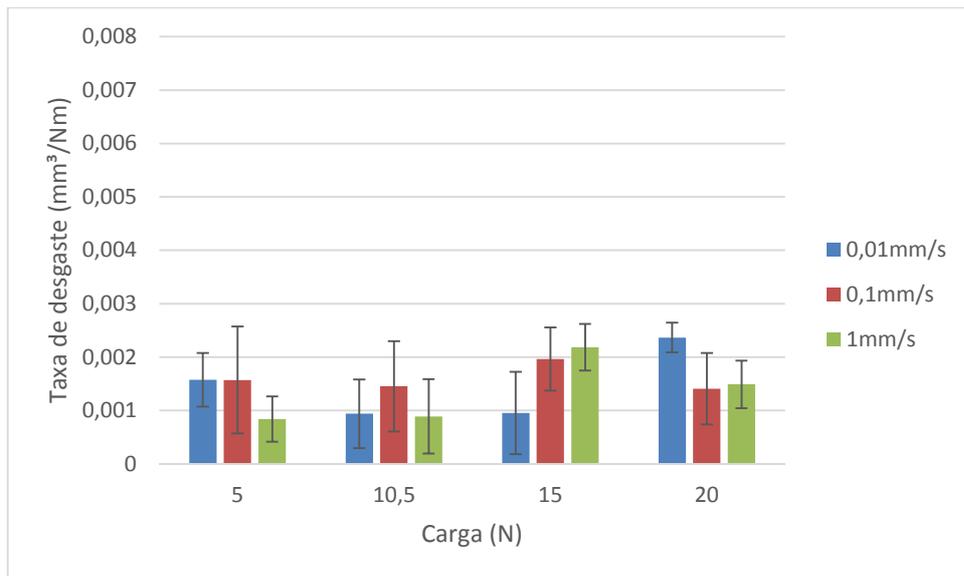


Figura 45: Taxa de desgaste em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Stellite 6.

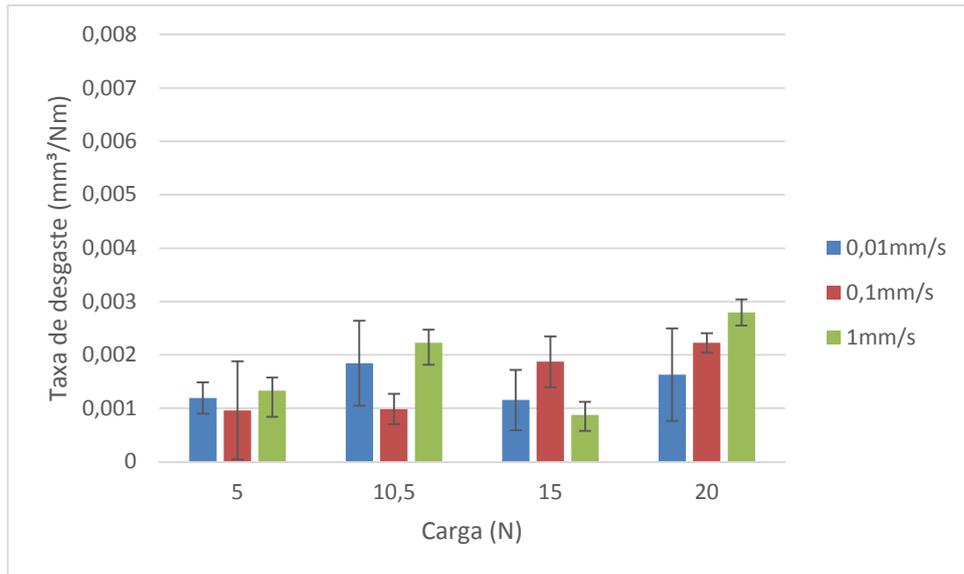


Figura 46: Taxa de desgaste em função da carga para diferentes velocidades de riscamento para a liga Tribaloy T-400.

### 4.3.2 Ensaios com vários passes

#### 4.3.2.1 Liga Co-Cr-Fe

A figura 47 abaixo apresenta os resultados do fator  $f_{ab}$  em função da carga e do número de passes.

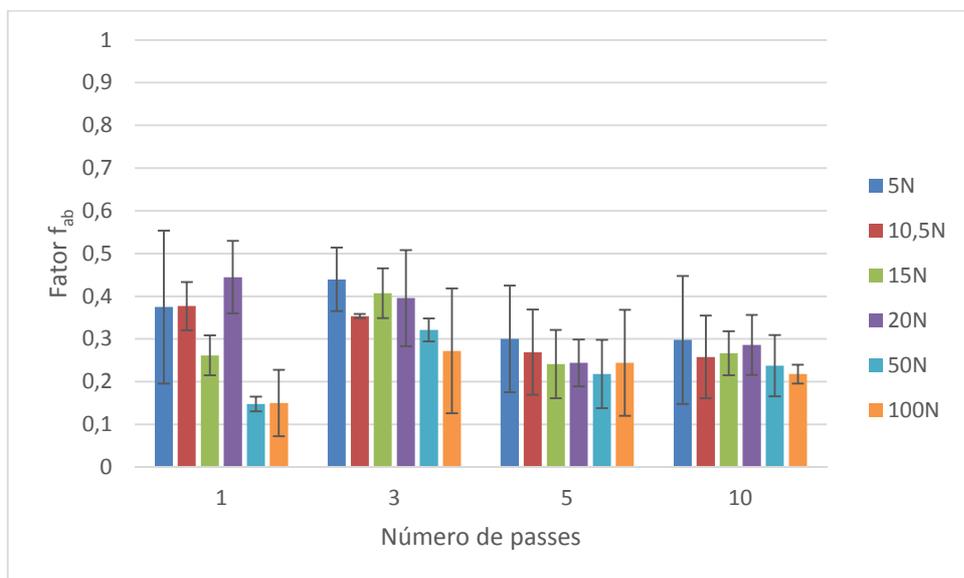


Figura 47: Fator  $f_{ab}$  em função da carga e do número de passes para a liga Co-Cr-Fe.

Os valores de  $f_{ab}$  não apresentaram uma correlação com o aumento da carga. Em valores médios, ele está abaixo de 0,5, o que indica a predominância do micromecanismo de microsulcamento. No trabalho de Lindroos *et al*, (2015) com diferentes aços, também apresentou esse comportamento de  $f_{ab}$ , em que não obteve nenhuma relação com o aumento da carga, mas, com relação ao número de passes dos ensaios, há uma tendência a diminuição desses valores com o aumento do número de passes, o que pode ser observado também na figura 47.

As imagens de MEV nas figuras 48 a 53 mostram a evolução dos riscos com o aumento do número de passes para todas as cargas. As setas brancas indicam o sentido do riscamento.

Podemos observar na figura 48 que os ensaios com a carga de 5N não foram muito agressivos para o material com a evolução do número de passes modificando somente a quantidade de material deslocado para as laterais do risco, que resultou em um ligeiro aumento, como pode ser confirmado pelos valores médios do fator  $f_{ab}$  na figura 47, que diminuíram com o aumento do número de passes indicando uma dominância cada vez maior do micromecanismo de microsulcamento. Notou-se também, a formação de bandas de deslizamento nas laterais dos riscos, ainda que em pouca quantidade.

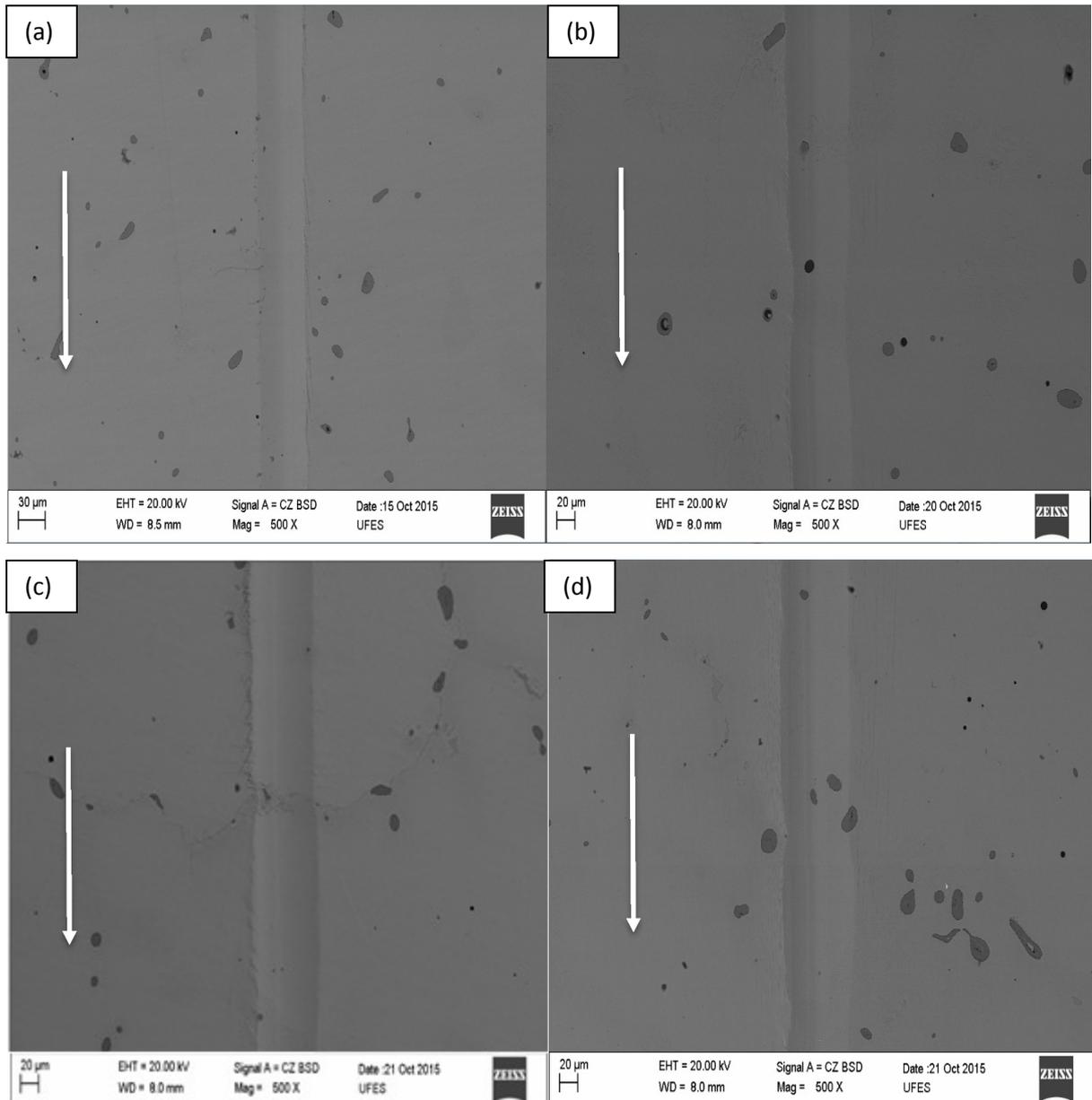


Figura 48: Imagens de MEV dos riscos de 5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes.

A figura 49 mostra a evolução dos riscos com o aumento do número de passes para a carga de 10,5N. Podemos observar comportamento semelhante ao visto nos ensaios com carga de 5N, onde a quantidade de material deslocado para as laterais do risco aumentou com o aumento do número de passes, o que também pode ser concluído através das análises dos valores médios do fator  $f_{ab}$  na figura 47, que inclusive, são menores do que os valores demonstrados pela carga anterior, indicando maior predominância do micromecanismo de microssulcamento. A quantidade de bandas de deslizamento presente nas laterais do risco aumentou com o aumento da

carga e com o número de passes como pode ser observado. A figura 49 (d), mostra uma região mais próxima do centro do risco, onde podemos observar uma pequena quantidade de material que foi deformado plasticamente com os sucessivos passes, conhecido como *smearing*, mas ainda não há evidências de que o material tenha atingido sua capacidade de deformar plasticamente.

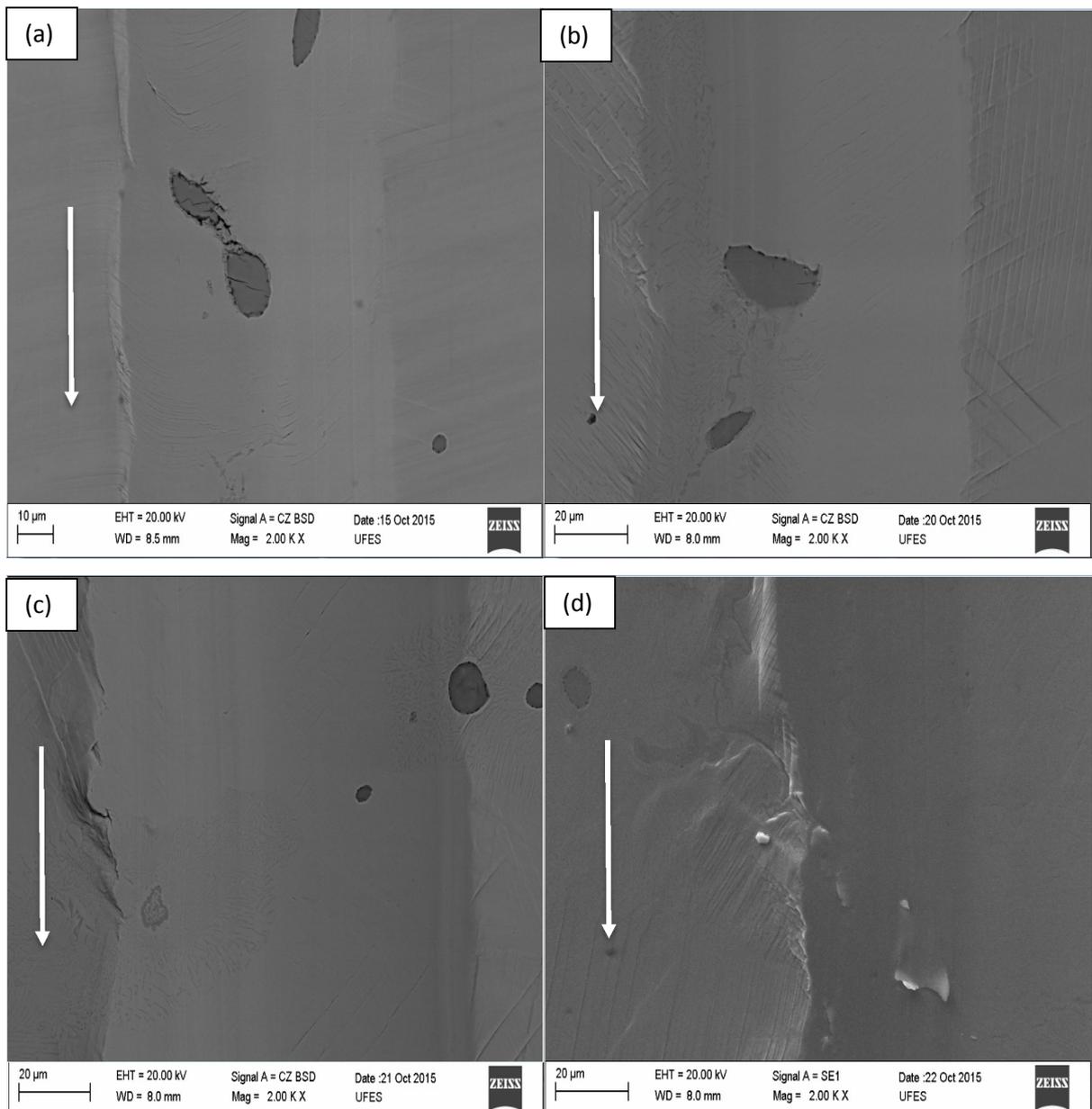


Figura 49: Imagens de MEV dos riscos de 10,5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes.

A figura 50 mostra a evolução dos riscos em função do número de passes para a carga de 15N. Novamente, há um maior deslocamento de material para as laterais

com o aumento do número de passes, e também, uma maior formação de bandas de deslizamento nas laterais dos riscos com o aumento do número de passes se comparado com a carga anterior. A figura 50 (d), mostra o aumento da quantidade de material que foi deslocado com os sucessivos passes por deformação plástica, smearing, mostrando o aumento da agressividade do sistema.

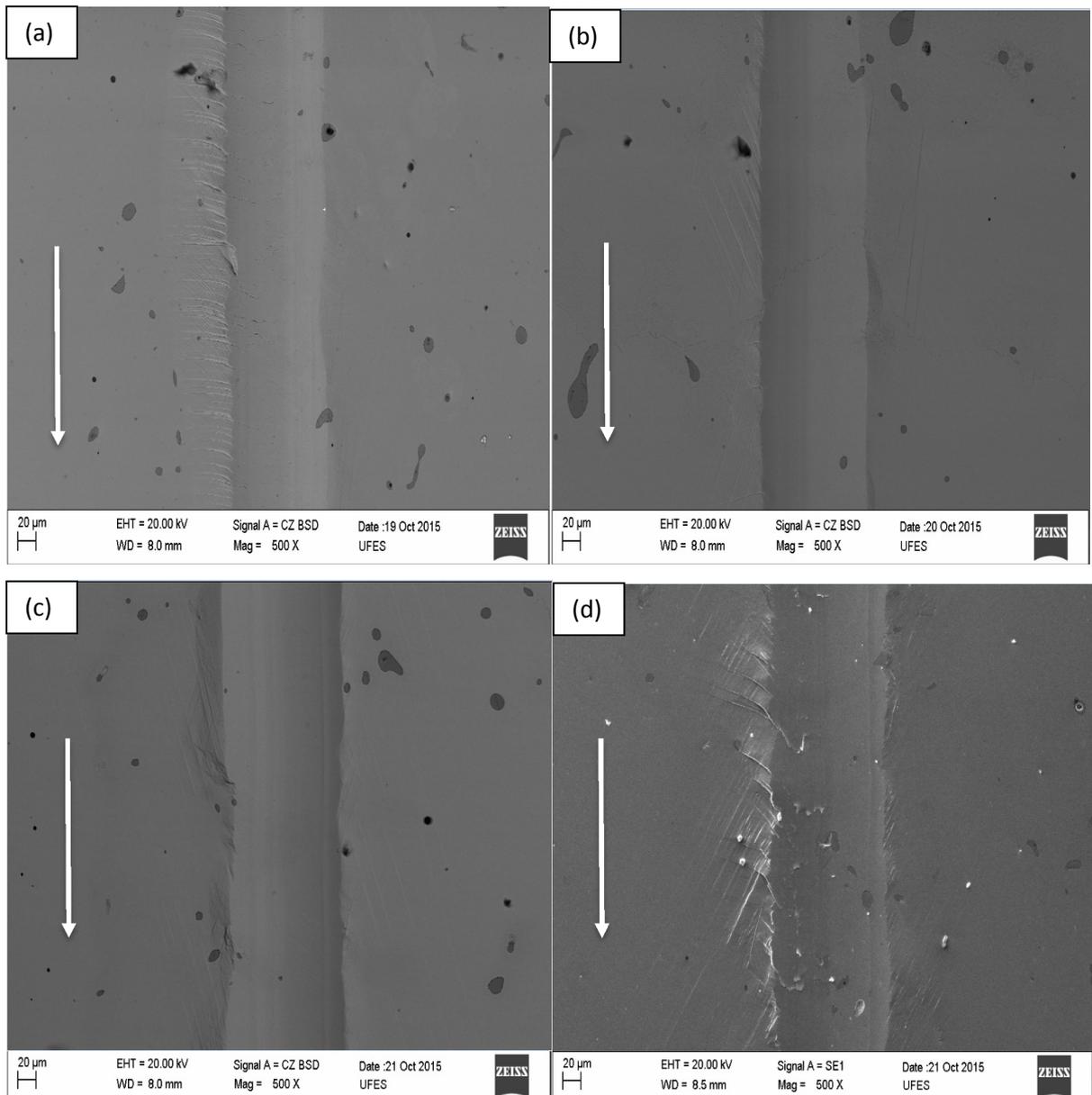


Figura 50: Imagens de MEV dos riscos de 15N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes.

A figura 51 mostra a evolução dos riscos com o aumento do número de passes para a carga de 20N. Esta exibiu comportamento semelhante ao dos riscos no ensaio com carga de 15N e as mesmas tendências de aumento do material deslocado para as laterais dos riscos e de bandas de deslizamento, com o aumento do número de passes.

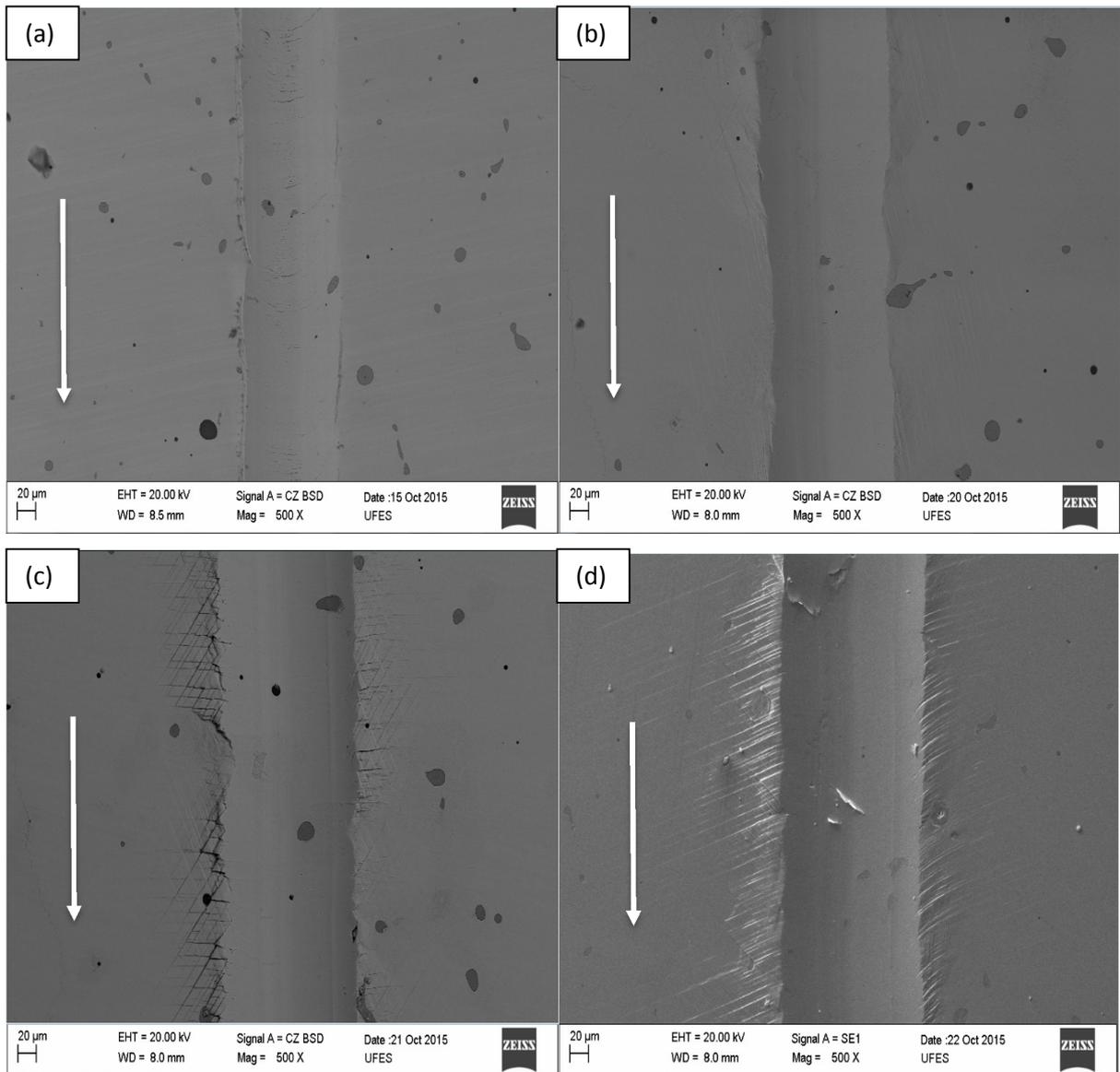


Figura 51: Imagens de MEV dos riscos de 20N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes.

A figura 52 mostra a evolução dos riscos com o aumento do número de passes para a carga de 50N. No risco mostrado na figura 52 (a), já podemos observar a formação de debris na lateral do risco, evidenciando o aumento da severidade do sistema com

o aumento da carga, além do grande número de bandas de deslizamento nas laterais do risco. Com três passes, figura 52 (b), já há indícios de *smearing*. Com o aumento dos passes, a quantidade de material que sofreu *smearing* aumenta como podemos observar na figura 52 (d), em que este se encontra em grande quantidade.

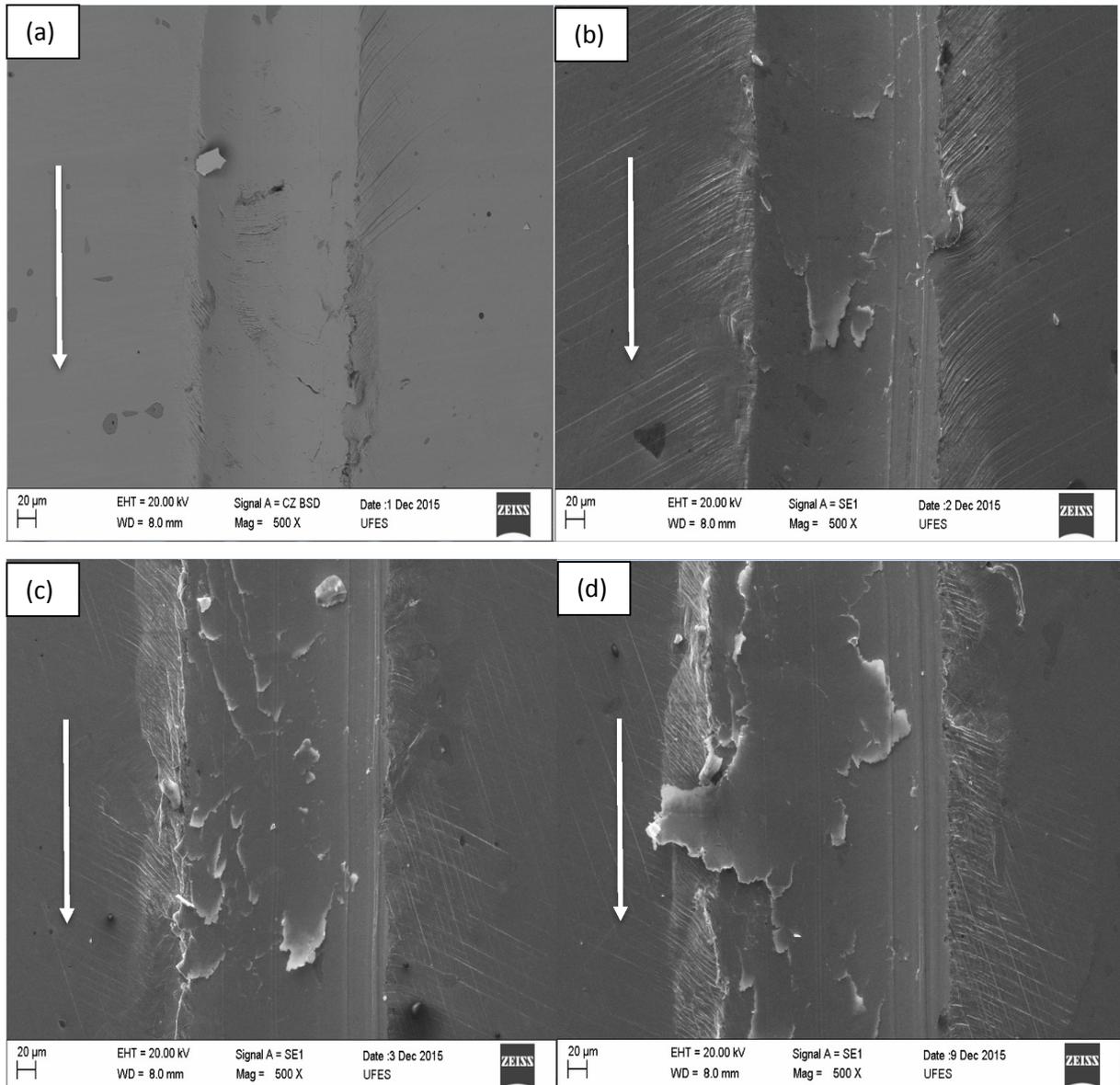


Figura 52: Imagens de MEV dos riscos de 50N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes.

A figura 53 mostra a evolução dos risco com o aumento do número de passes para a carga de 100N. Logo no primeiro risco, figura 53 (a), já se pode observar uma grande formação de material deslocado para as laterais do risco, indicando forte deformação

plástica do material. Há também formação de bandas de deslizamento em abundância e de *smearing*, semelhante ao ocorrido com o risco de 50N. Na figura 53 (d), há a pequena presença de debris como pode ser observado no centro do risco e um destacamento de material deformado plasticamente nas duas laterais do risco.

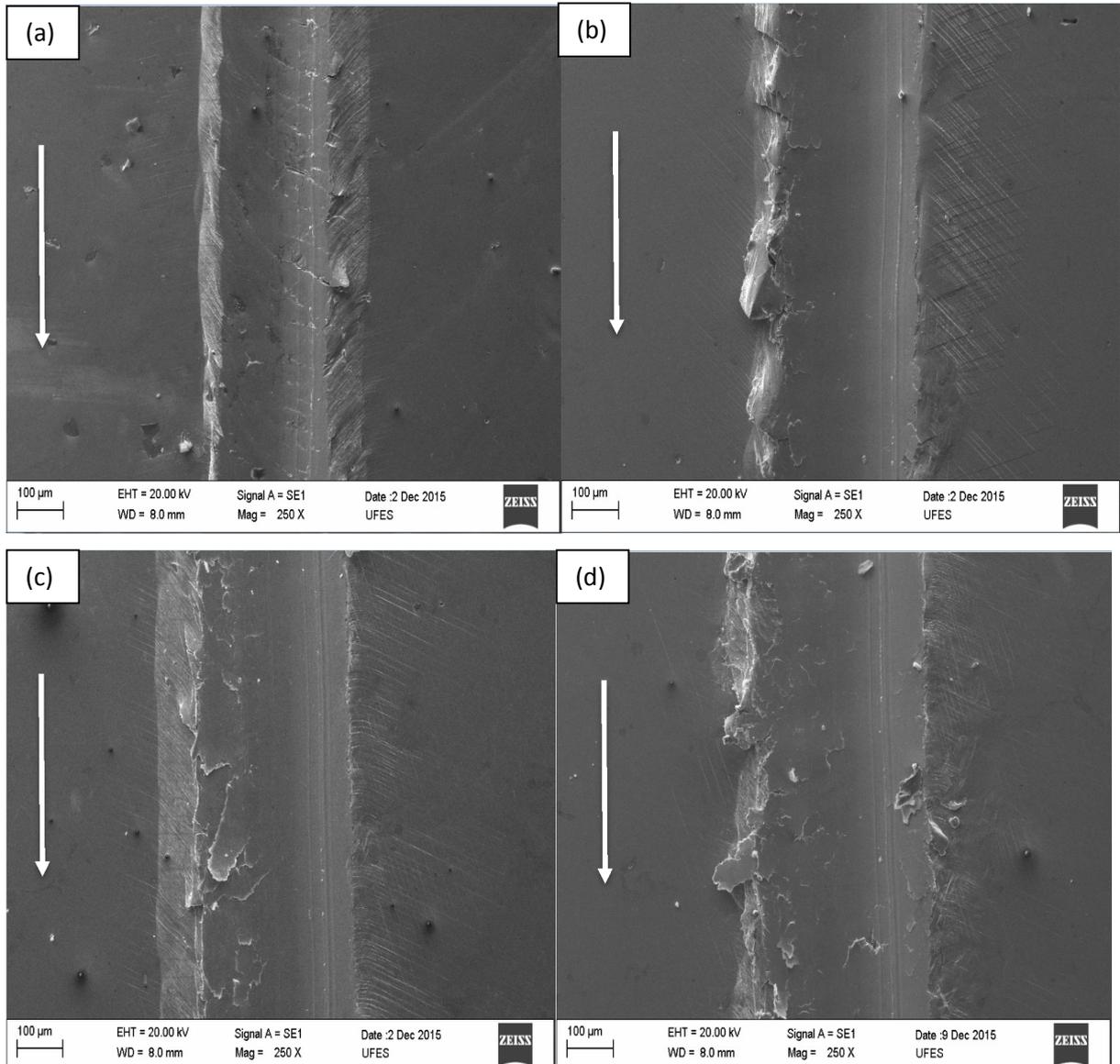


Figura 53: Imagens de MEV dos riscos de 100N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes.

Mesmo com cargas elevadas e um grande número de passes, o material não perdeu sua capacidade de deformação plástica devido ao não aparecimento de trincas.

Este comportamento é semelhante ao encontrado por Xu, Zwaag e Xu (2015) que, em seu trabalho, estudaram ligas com durezas e capacidades de deformação diferente: um aço ferrítico, um martensítico, um aço contendo 30% de ferrita e 70% de martensita em sua microestrutura, um aço com microestrutura consistindo em ferrita (28%), martensita (60%) e austenita retida (12%) e um aço TWIP, que são aços com plasticidade induzida por maclação, que é um aço austenítico com grande quantidade de manganês, com alta capacidade de encruamento devido a formação de maclas por deformação plástica. Os ensaios feitos foram de esclerometria retilínea com vários passes e várias cargas, onde um indentador de maior raio e ângulo de ponta fazia os vários passes com as cargas determinadas, encruando o material, e outro indentador de menor ângulo e raio de ponta fazia somente um risco, dentro desses riscos feitos com o indentador maior, com uma pequena carga. Dentre os materiais estudados, o aço TWIP, não apresentou sinais de esgotamento plástico com o aumento da carga e da quantidade de passes. Nos outros aços foi atingida sua capacidade de deformação plástica, apresentando trincas.

A figura 54 mostra a taxa de desgaste em função da carga e do número de passes. Podemos observar que os valores de taxa de desgaste crescem com o aumento da carga, exceto para 1 passe, onde não há uma correlação. Com aumento do número de passes, há um decréscimo na taxa de desgaste para todas as cargas.

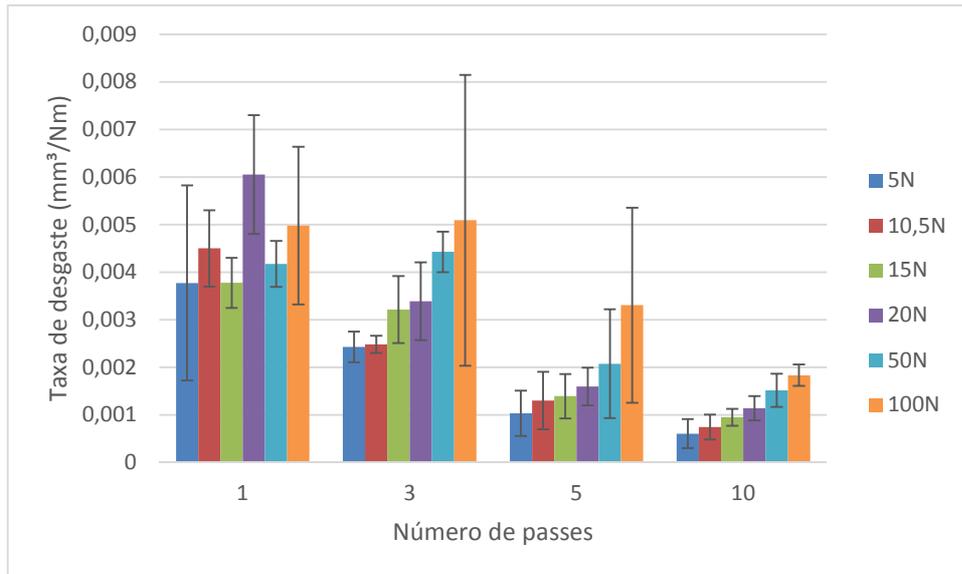


Figura 54: Taxa de desgaste em função da carga e do número de passes para a liga Co-Cr-Fe.

O coeficiente de atrito aparente em função da carga e o número de passes, figura 55, mostrou uma tendência a estabilizar com o aumento do número de passes. Isto está relacionado com o comportamento do material. O atrito geralmente cai com o aumento da dureza superficial, e pela mesma razão o aumento da profundidade do risco diminui com o aumento dos passes. Uma vez que a máxima dureza superficial é atingida, os valores de atrito são estabilizados, (LINDROOS *et al*, 2015).

Podemos observar que todos os ensaios atingiram uma estabilidade do coeficiente de atrito aparente, de acordo com o citado anteriormente, isso pode significar que todas as cargas nos ensaios encruraram o material ao máximo que elas poderiam, mas o material ainda apresenta comportamento dúctil, sendo necessária cargas maiores para conseguir chegar ao esgotamento plástico do material.

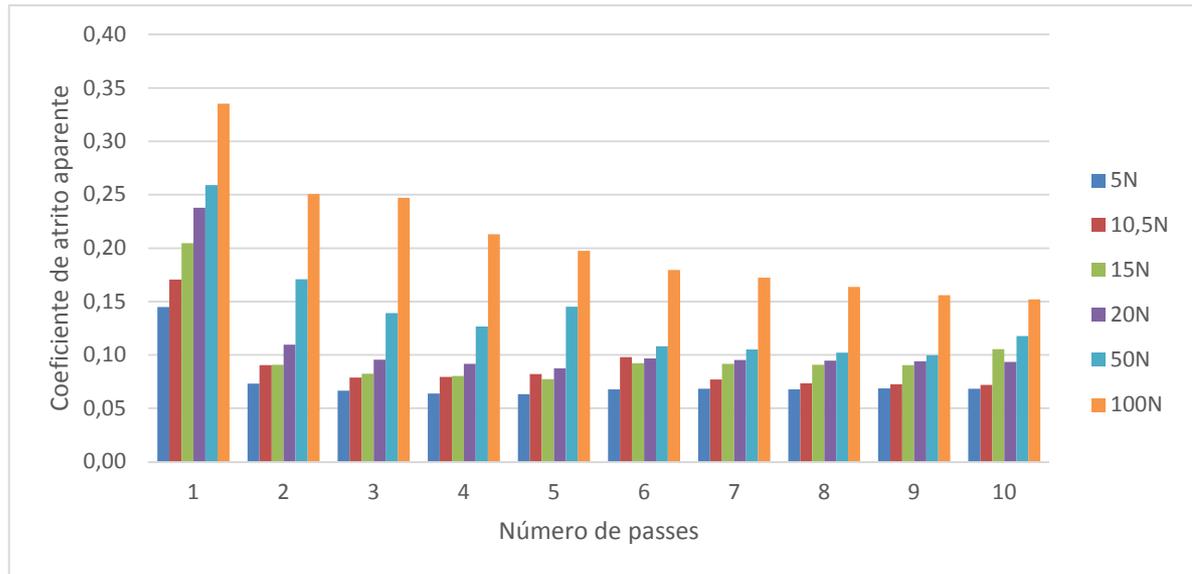


Figura 55: Coeficiente de atrito aparente em função da carga e a quantidade de passes para a liga Co-Cr-Fe.

Na figura 56, são apresentados os valores do grau de penetração em função da carga aplicada e do número de passes.

Podemos observar que para todos os passes para ensaios com as cargas de 5, 10,5 e 15N e os ensaios para a carga 20N para 1 e 10 passes, os valores de grau de penetração estão abaixo de 0,15 que é o valor crítico para a transição do micromecanismo de desgaste de microssulcamento para microcorte de acordo com a figura 17, concordando com as análises feitas pelo fator  $f_{ab}$ , para esta mesma situação, e com as imagens de MEV. Os valores do grau de penetração para ensaios com 3 e 5 passes para a carga de 20N e todos os ensaios, independente do número de passes com cargas de 50 e 100N apresentaram valores de grau de penetração acima de 0,15, que está na região onde predomina o micromecanismo de microcorte na figura 17. Pelas imagens de MEV desses riscos, podemos observar claramente que o micromecanismo de desgaste predominante é o de microssulcamento, que concorda com a análise do fator  $f_{ab}$  feita anteriormente.

Challen, Oxley e Doyle (1983), demonstraram que o ângulo de ataque crítico aumenta com a capacidade de encruamento do material. Como o ângulo de ataque crítico está ligado com o grau de penetração, isto pode explicar os resultados de grau de penetração dos ensaios com a liga Co-Cr-F. Por esta liga apresentar

microssulcamento como micromecanismo predominante, mesmo com valores de grau de penetração acima de 0,15, podemos dizer que esta liga possui alta capacidade de encruamento, sendo assim, o ângulo de ataque crítico pode ter sido aumentado, e conseqüentemente o grau de penetração de transição, fazendo com que mesmo com valores acima de 0,15 de grau de penetração, a liga permaneça com micromecanismo de desgaste predominante como o microssulcamento.

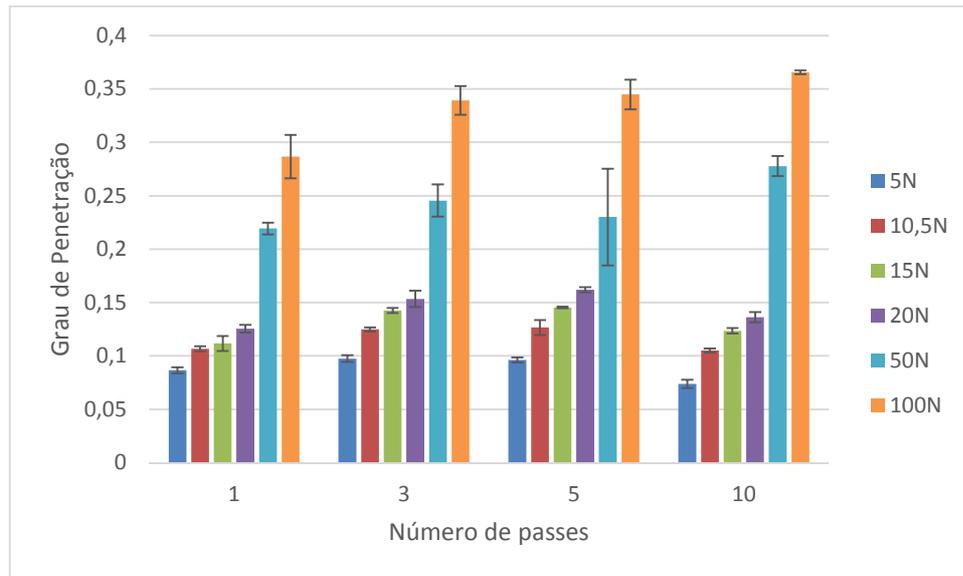


Figura 56: Grau de penetração em função da carga e do número de passes para a liga Co-Cr-Fe.

#### 4.3.2.2 Liga Stellite 6

A figura 57 abaixo apresenta os resultados do fator  $f_{ab}$  em função da carga e do número de passes.

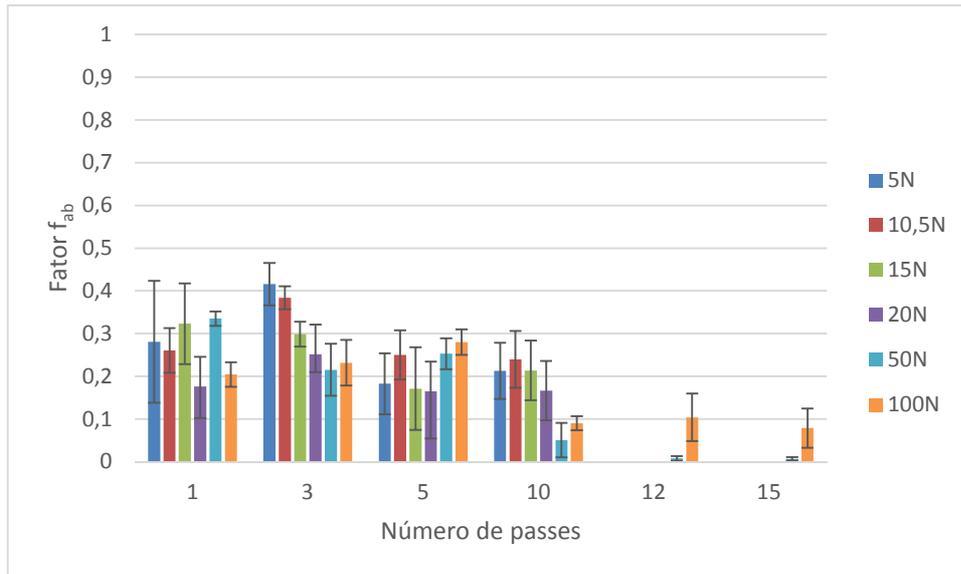


Figura 57: Fator  $f_{ab}$  em função da carga e do número de passes para a liga Stellite 6.

Os valores de  $f_{ab}$  não apresentaram uma correlação com a carga, mas apresentaram uma tendência a cair com o aumento do número de passes. Todos os valores ficaram abaixo de 0,5, significando que o micromecanismo de desgaste dominante foi o de microssulcamento. Esse comportamento do valor de  $f_{ab}$  também foi observado no trabalho de Lindroos *et al* (2015), comentado anteriormente.

As imagens de MEV, figuras 58 a 63 mostram a evolução dos riscos com o número de passes para as cargas de 5, 10,5, 15, 20, 50 e 100N, respectivamente. Novamente as setas brancas indicam a direção de riscamento. As regiões cinza escuro correspondem aos carbonetos de cromo, as regiões brancas correspondem aos carbonetos de tungstênio e as cinza clara à matriz de cobalto.

Podemos observar na figura 58 que os ensaios com carga de 5N não foram muito agressivos para o material. O aumento do número de passes modificou somente a quantidade de material deslocado para as laterais do risco, que pode ser confirmado pelos valores do fator  $f_{ab}$  na figura 57, que diminuíram com o número de passes indicando um aumento da predominância do micromecanismo de microssulcamento. Podemos observar que mesmo com uma carga baixa, houve o microtrincamento dos carbonetos de cromo, com a matriz, se comportando de forma dúctil. Na figura 60 (b), (c) e (d), podemos observar a formação de bandas de deslizamento nas laterais dos riscos. A figura 58 (d), mostra a propagação de uma trinca somente no carboneto de

romo, que não se propagou pela matriz dúctil, mostrando a baixa capacidade de resistir a propagação da trinca dos carbonetos de cromo.

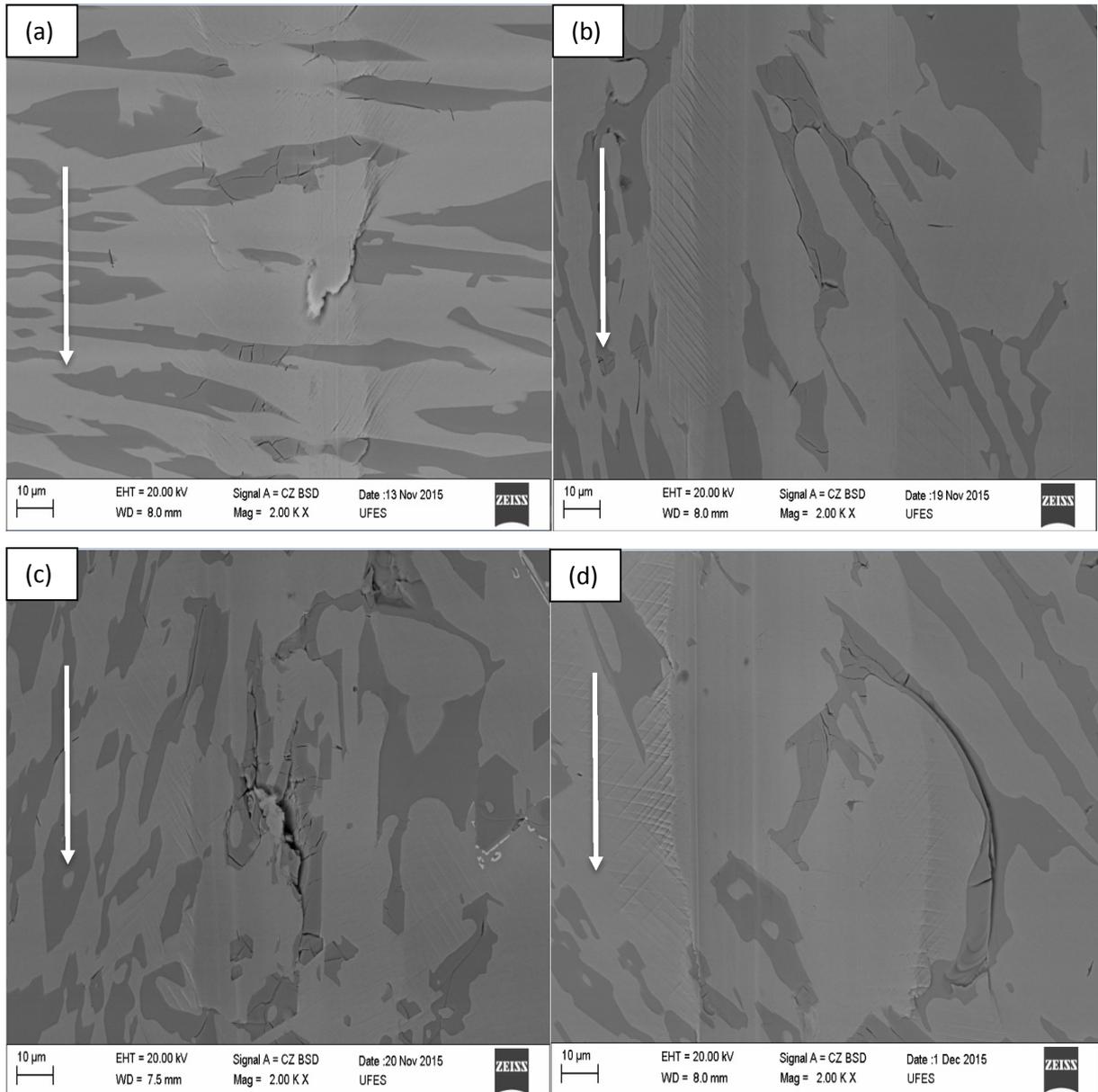


Figura 58: Imagens de MEV dos riscos de 5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes.

Para os ensaios com carga de 10,5N, figura 59, há uma maior severidade no desgaste, demonstrado pela maior quantidade de trincas nos carbonetos. Podemos observar também a manutenção do comportamento dúctil da matriz, a formação de bandas de deslizamento nas laterais dos riscos e maior quantidade de material deslocado para

as laterais do risco. Além disso, na figura 59 (d), observamos a formação de debris na lateral do risco.

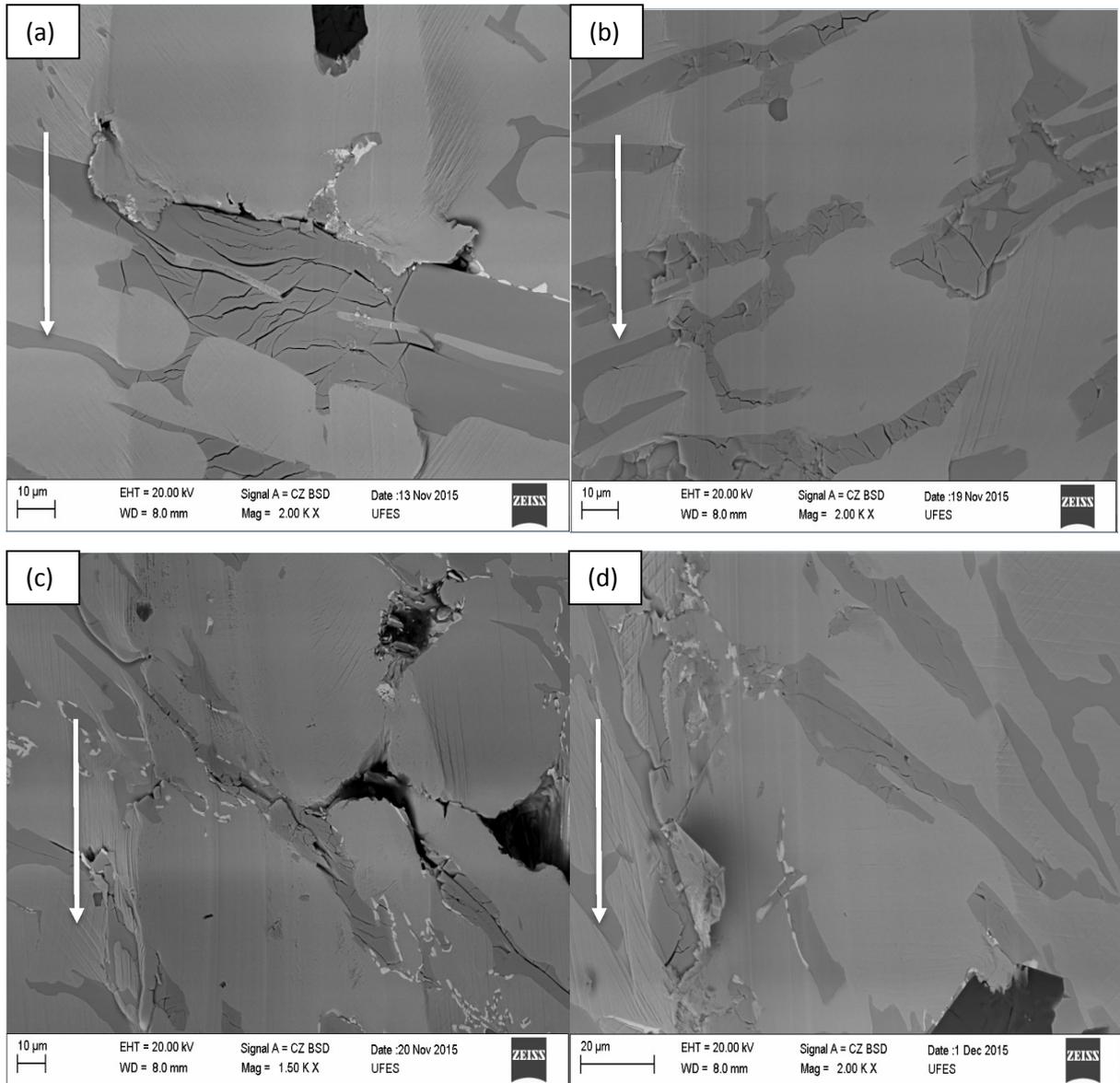


Figura 59: Imagens de MEV dos riscos de 10,5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes.

Na figura 60, para ensaios com carga de 15N, os efeitos do riscamento são semelhantes aos relatados anteriormente, com formação mais intensa de bandas de deslizamento e maior quantidade de material deslocado para as laterais dos riscos. Na figura 60 (d), há deformação plástica da matriz dúctil causando o seu deslocamento devido aos sucessivos passes, encobrindo os carbonetos que estavam a frente,

*smearing*. Isto também foi observado por Shety, Kosel e Fiore (1982) e Shety, Kosel e Fiore (1983).

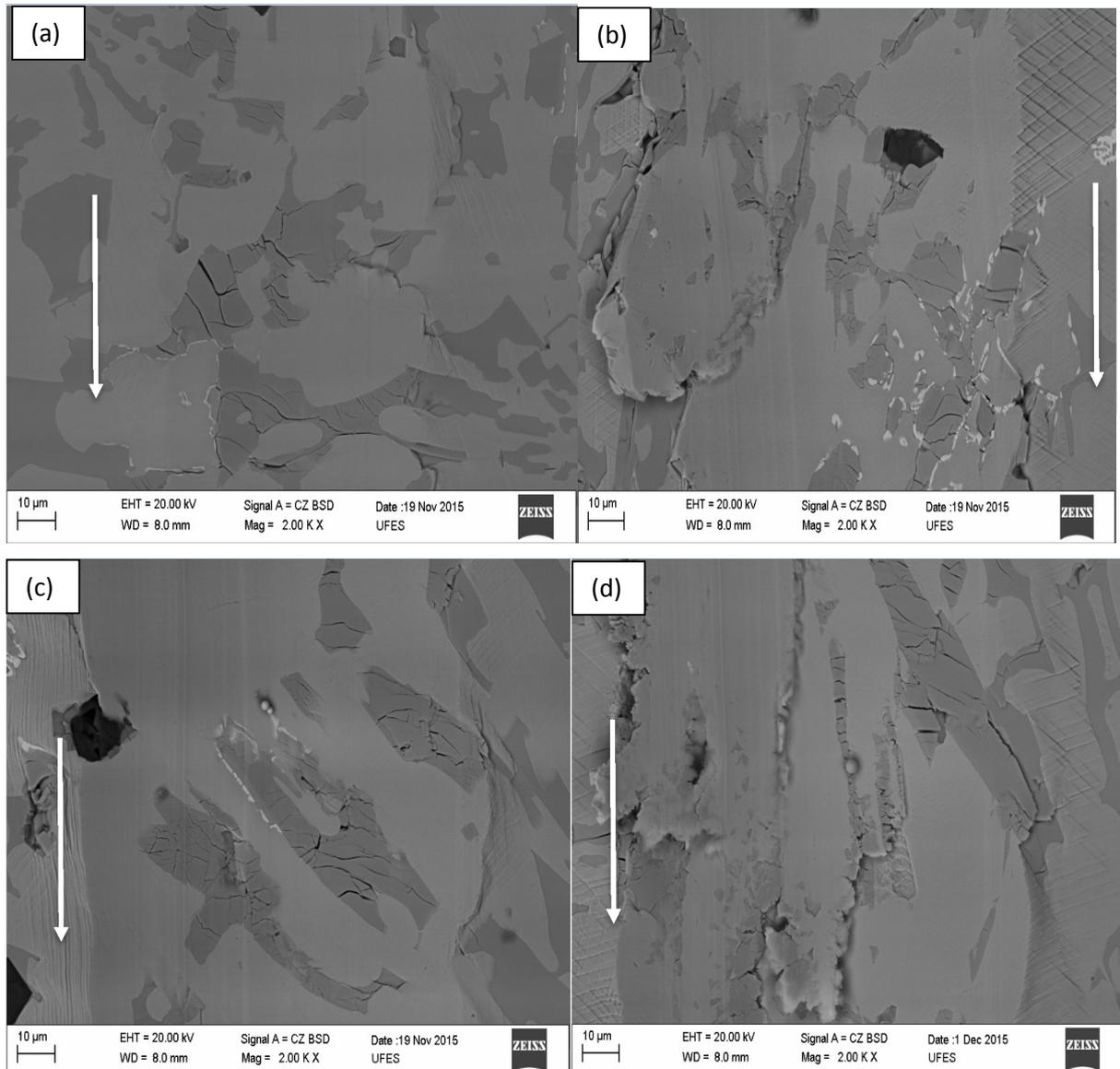


Figura 60: Imagens de MEV dos riscos de 15N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes.

Nos ensaios com a carga de 20N, figura 61, pode-se observar maior formação de material deslocado para a lateral do risco do que os com cargas menores. Isto confirma os resultados da figura 57 mostrando o decréscimo do valor de  $f_{ab}$ . Na figura 61 (d), observamos que na lateral do risco há a formação de debris.

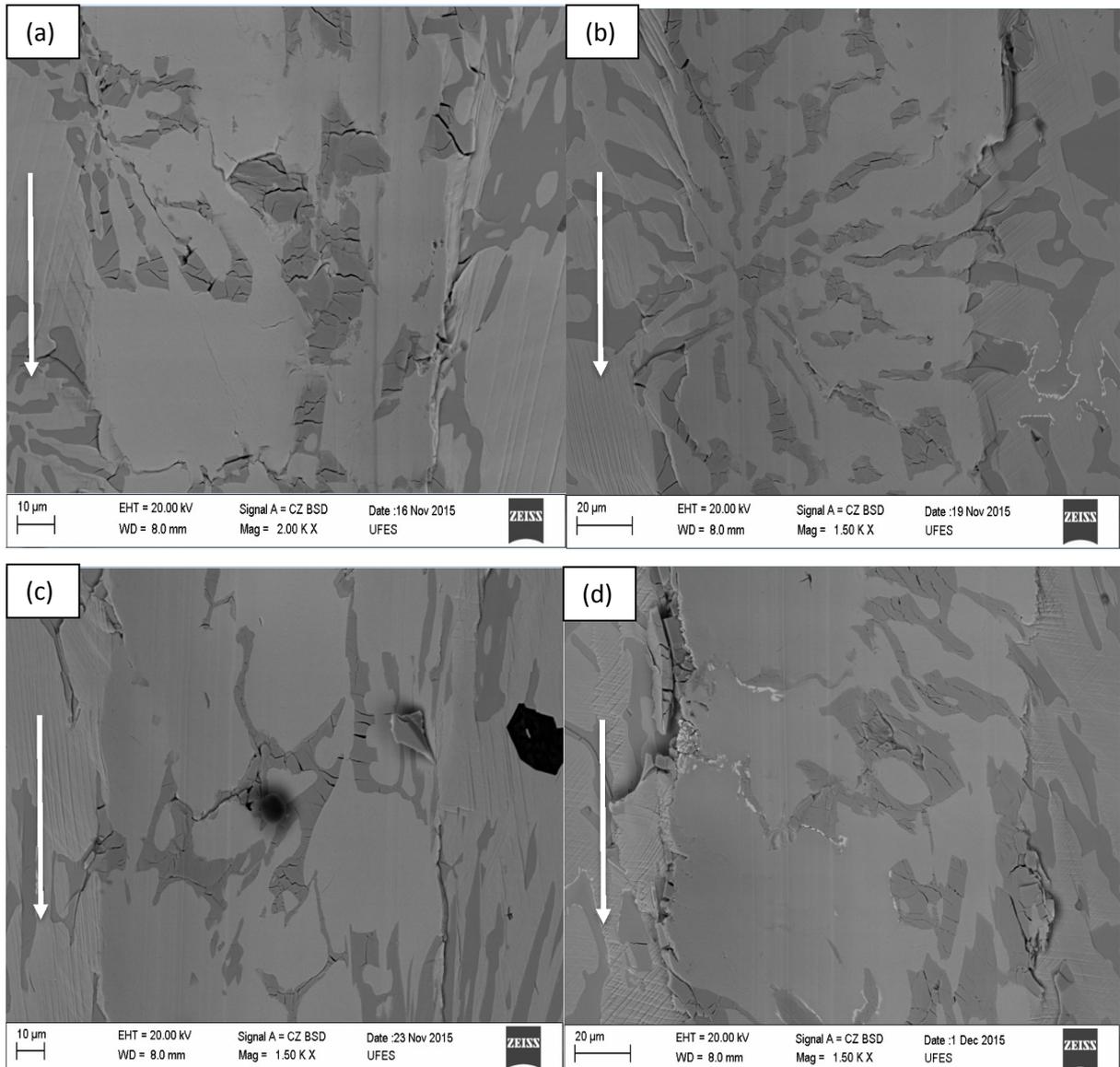


Figura 61: Imagens de MEV dos riscos de 20N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes e (d) 10 passes.

Na figura 62 estão apresentados os riscos de ensaios com carga de 50N, onde podemos observar a alta severidade do desgaste com a alta quantidade de trincas dos carbonetos, não somente dentro do risco, mas também nas laterais desses, figura 62 (b). Com a evolução do número de passes, há um deslocamento de material devido a deformação plástica da matriz, cobrindo o material a frente, *smearing*, como observado anteriormente, figura 62 (c) e (d) e material destacado no centro do risco, figura 62 (d).

A partir de 12 passes, figura 62 (e), podemos observar um tipo de mistura mecânica, onde os carbonetos estão extremamente fraturados e misturados a matriz, que pode ser observado melhor na figura 62 (f), junto com uma intensa deformação plástica cobrindo o material a sua frente, *smearing*, mostrando que nessas condições, a mistura está respondendo pelo comportamento ao desgaste abrasivo do material, diminuindo o fator  $f_{ab}$  como demonstrado pela figura 57.

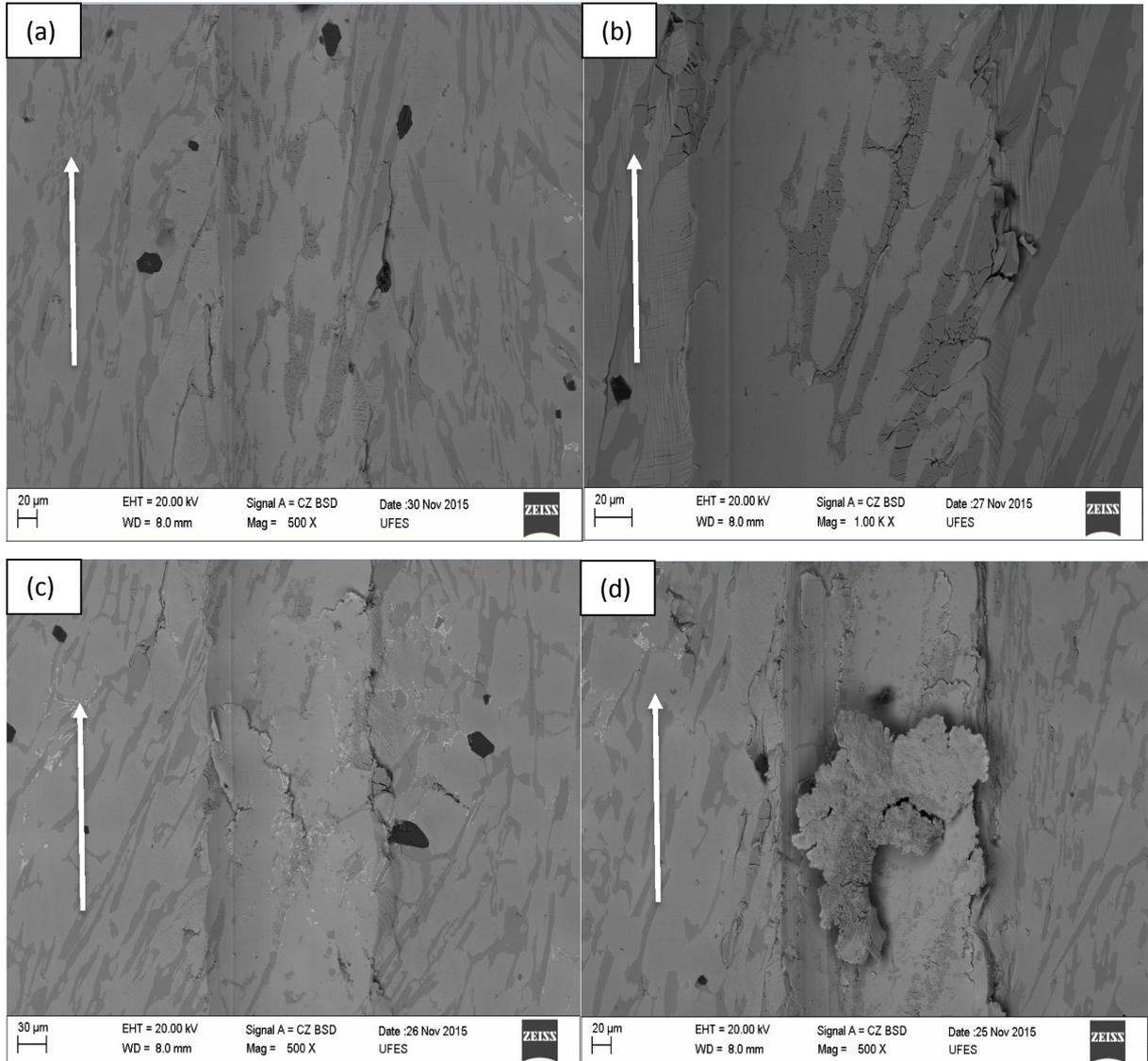


Figura 62: Imagens de MEV dos riscos de 50N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes, (e) 12 passes e (f) 15 passes.

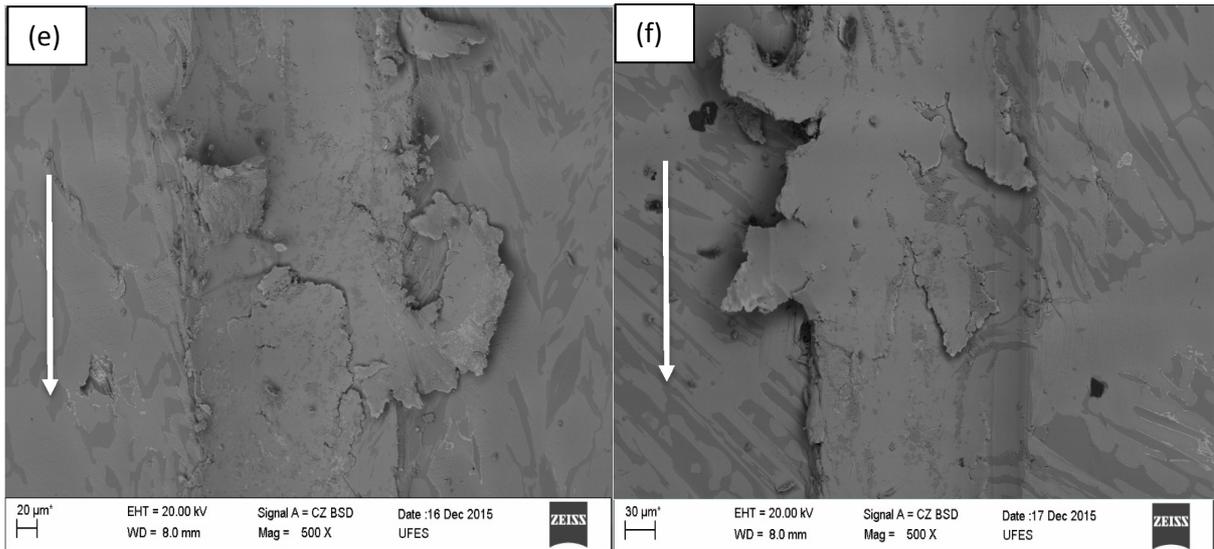


Figura 62: *continuação.*

Para os ensaios com a carga de 100N, figura 63, essa mistura mecânica é observada precocemente, logo com 5 passes, figura 63 (c), e uma grande quantidade de material deslocado para as laterais do risco que aumenta com a evolução dos passes, figura 63 (d), (e) e (f), concordando com os resultados do fator  $f_{ab}$  apresentados na figura 57. Além disso, observamos a formação de debris de desgaste, figura 63 (e).

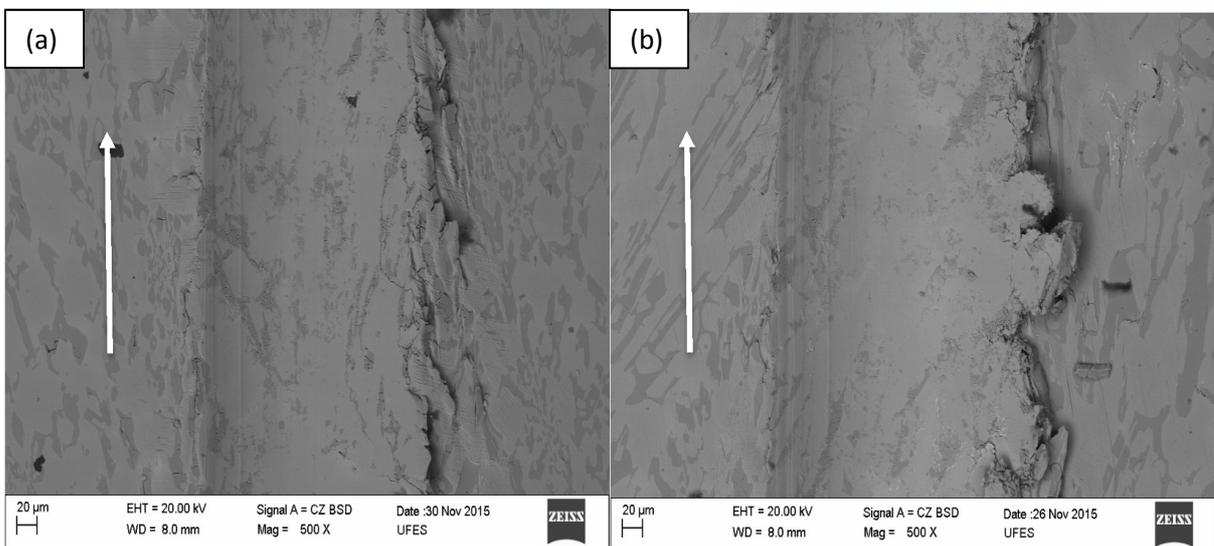


Figura 63: Imagens de MEV dos riscos de 100N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes, (e) 12 passes e (f) 15 passes.

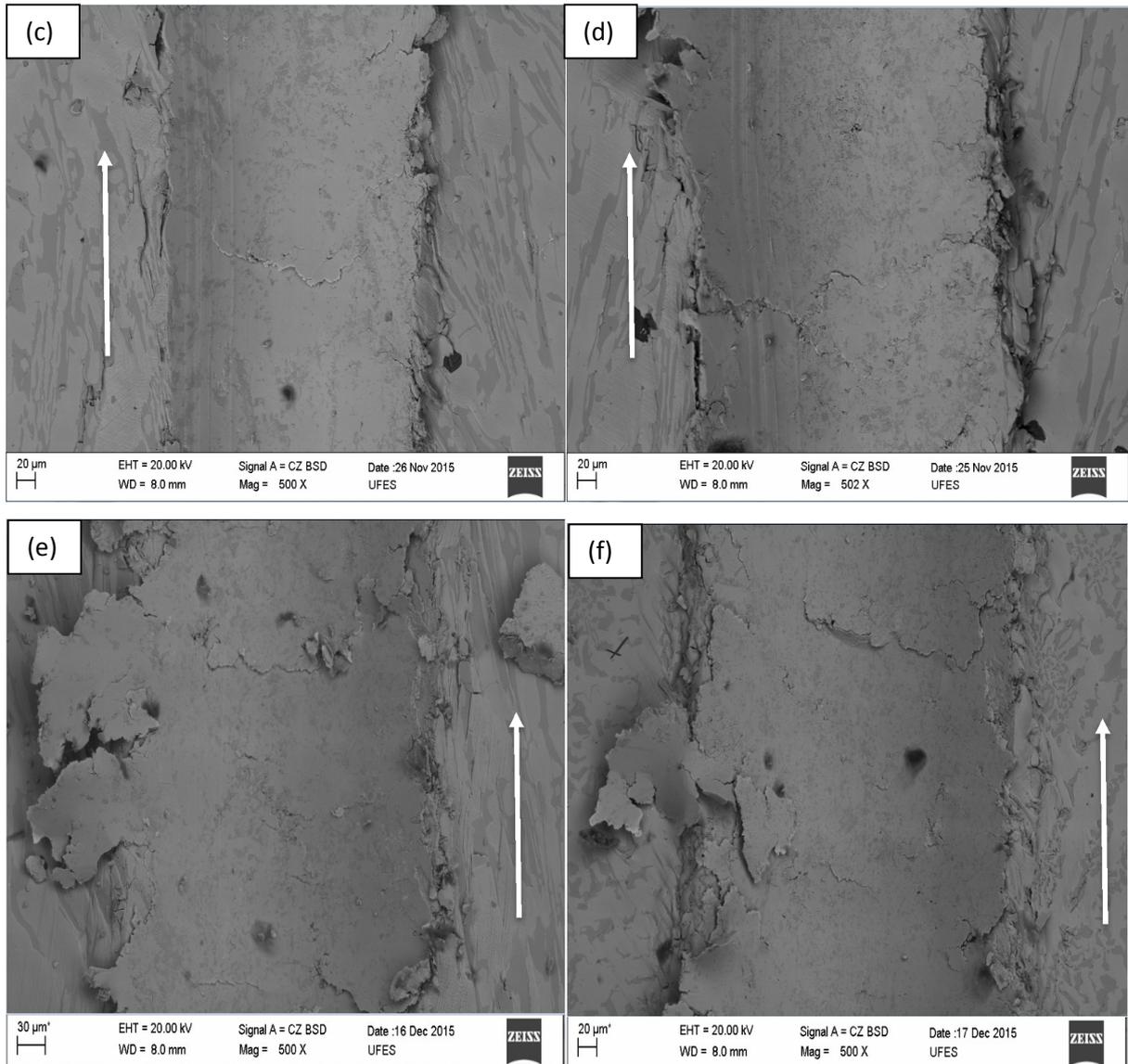


Figura 63: *continuação*.

Podemos observar na figura 59 (a), que há uma diminuição da largura do risco quando o indentador risca um carboneto, mostrando claramente a influência da dureza da fase que está sendo riscada na largura do risco. Isto também foi observado no trabalho de Shetty, Kosel e Fiore (1983), que fizeram ensaios de esclerometria retilínea em superligas de cobalto, com diferentes composições químicas, alloy 6, com composição química semelhante a Stellite 6, e alloy 19, com diferentes tamanhos e distribuições de carbonetos, sendo o elemento riscante um indentador Vickers de diamante que foi posicionado com a face da pirâmide para o riscamento. Em seus ensaios, com passe único e baixas cargas, ficou evidente essa diminuição da largura do risco e o microsulcamento da matriz que foi deslocada para as laterais do risco. É possível

observar, em ensaios com baixas cargas, 5N, que em alguns dos carbonetos não ocorreu comportamento frágil, sugerindo que estes suportaram as tensões induzidas pelo indentador sem trincar. Isto também foi observado por Shetty, Kosel e Fiore (1983) e Ahmed *et al* (2014).

As bandas de deslizamento na matriz do material presente em praticamente todos os riscos também foi observada nos trabalhos de Shetty, Kosel e Fiore (1983), Shetty, Kosel e Fiore (1982) e Ahmed *et al* (2014). A presença de bandas de deslizamento na liga fundida indica uma alta taxa de encruamento e alta tendência a transformação de fase induzida por deformação, AHMED *et al*, (2014).

O deslocamento de material por deformação plástica que cobria os carbonetos, *smearing*, foi observado com maior clareza em ensaios com cargas elevadas e maior quantidade de passes, concordando novamente com o trabalho de Shetty, Kosel e Fiore (1983), que observaram também em ensaios com passe único. Podemos notar também, que houve destacamento de material que foi parcialmente ou totalmente retirado do risco, debris, que ficou mais evidente em altas cargas com aumento da quantidade de passes, também encontrado nos trabalhos de Shetty, Kosel e Fiore (1983) e Shetty, Kosel e Fiore (1982), para ensaios com vários passes, 300gf de carga normal e 100 passes.

Na figura 64 podemos observar o comportamento da liga para a taxa de desgaste em função da carga e o número de passes. Não há uma correlação da taxa de desgaste com a carga, mas podemos observar que essa taxa cai com o número de passes tendendo a se estabilizar.

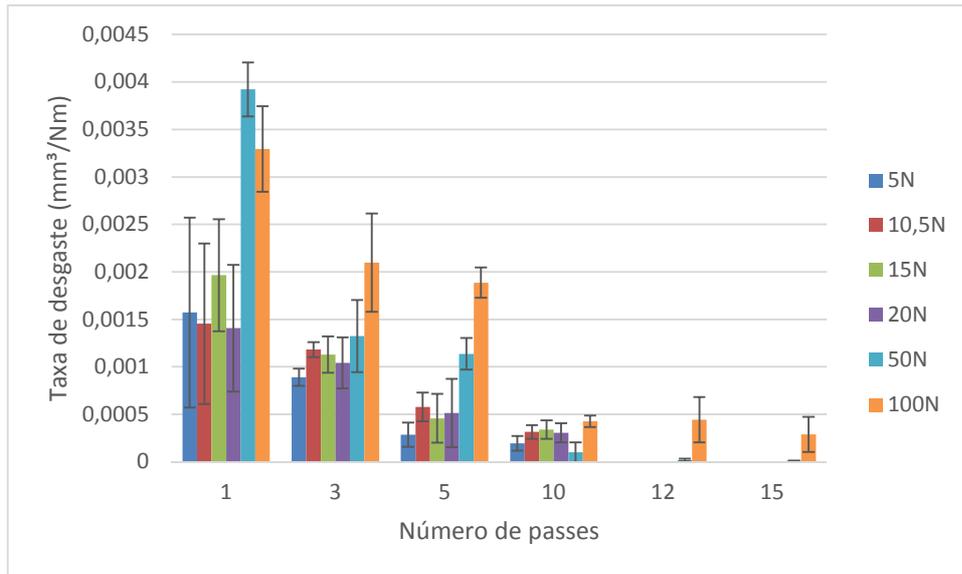


Figura 64: Taxa de desgaste em função da carga e do número de passes para a liga Stellite 6.

O coeficiente de atrito aparente em função da carga e do número de passes, figura 65, mostrou uma tendência a uma estabilização que pode ser relacionado com o comportamento do material. Esse comportamento é semelhante ao apresentado anteriormente para a liga de Co-Cr-Fe e também observado por LINDROOS *et al*, (2015). Podemos notar que em todos os ensaios o coeficiente de atrito aparente, com o aumento do número de passes, tenderam a uma estabilidade, independente da carga aplicada.

Isso sugere que todos os ensaios com as cargas utilizadas encuraram o material ao máximo que elas poderiam, sem atingir a capacidade máxima de deformação do material. Assim, este ainda apresenta comportamento dúctil, sendo necessária cargas maiores ou maior quantidade de passes para conseguir chegar ao esgotamento plástico do material.

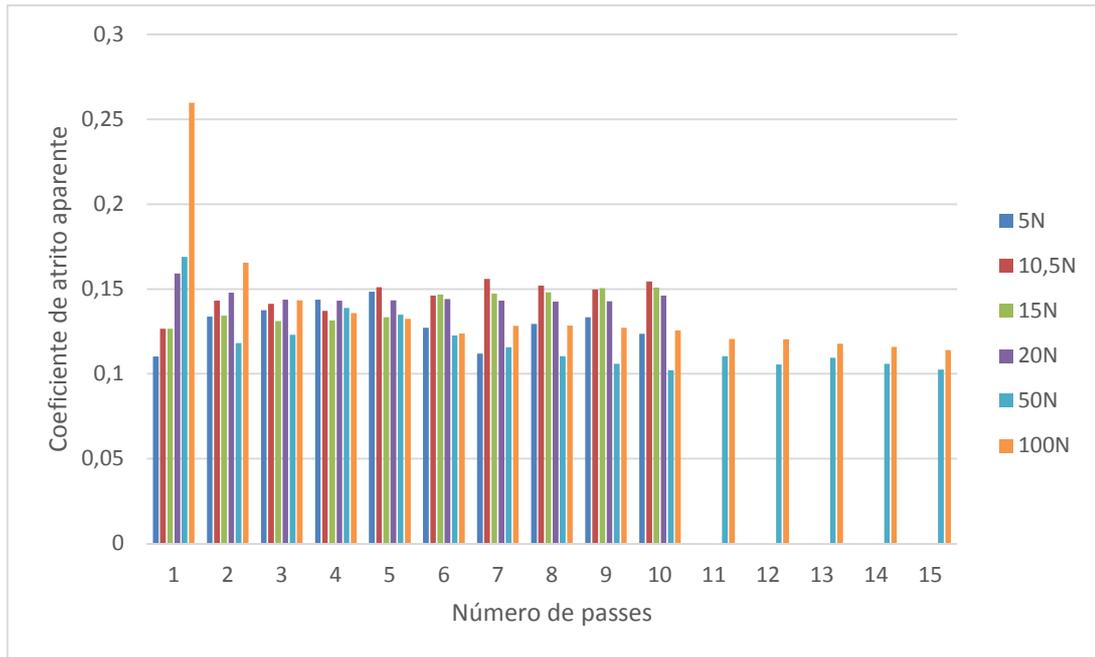


Figura 65: Coeficiente de atrito aparente em função da carga e do número de passes para a liga Stellite 6.

Na figura 66, temos os valores de grau de penetração em função da carga aplicada e do número de passes. Podemos observar que para ensaios com as cargas de 5, 10,5, 15 e 20N para 1 a 10 passes, os valores de grau de penetração estão abaixo de 0,15 que seria o valor crítico para a transição do micromecanismo de desgaste de microssulcamento para microcorte, concordando com a análise do fator  $f_{ab}$  e com as imagens de MEV que apontam o micromecanismo de desgaste predominante como sendo o de microssulcamento. Os resultados dos ensaios com carga de 50 e 100N para todos os passes apresentaram valores de grau de penetração acima de 0,15, que estaria na região de microcorte. Pelas imagens de MEV desses riscos podemos observar claramente que o micromecanismo de desgaste predominante é o de microssulcamento, que concorda com a análise do fator  $f_{ab}$ . Isto pode ser explicado por Challen, Oxley e Doyle (1983) citada anteriormente.

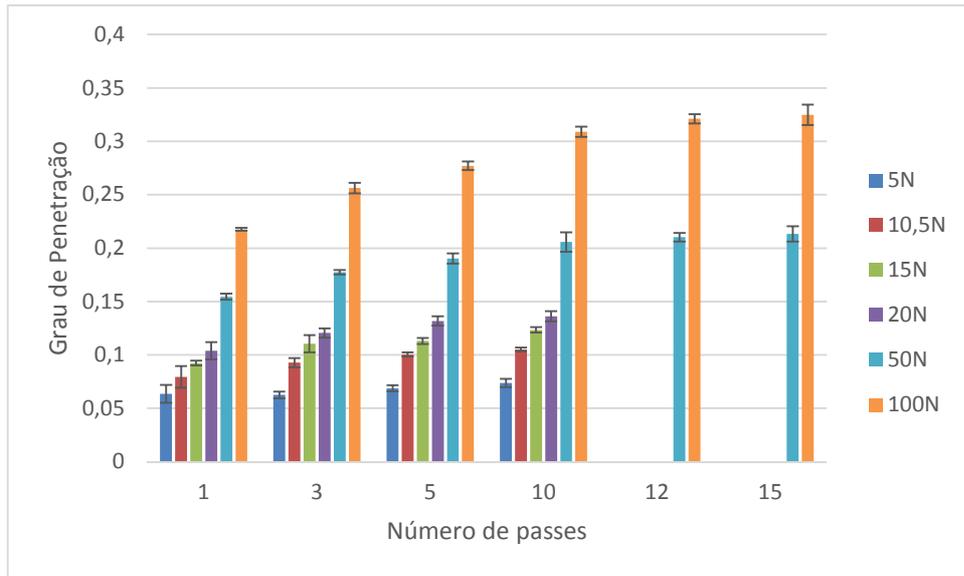


Figura 66: Grau de penetração em função da carga e do número de passes para a liga Stellite 6.

#### 4.3.2.3 Liga Tribaloy T-400

A figura 67 abaixo apresenta os resultados do fator  $f_{ab}$  em função da carga e do número de passes.

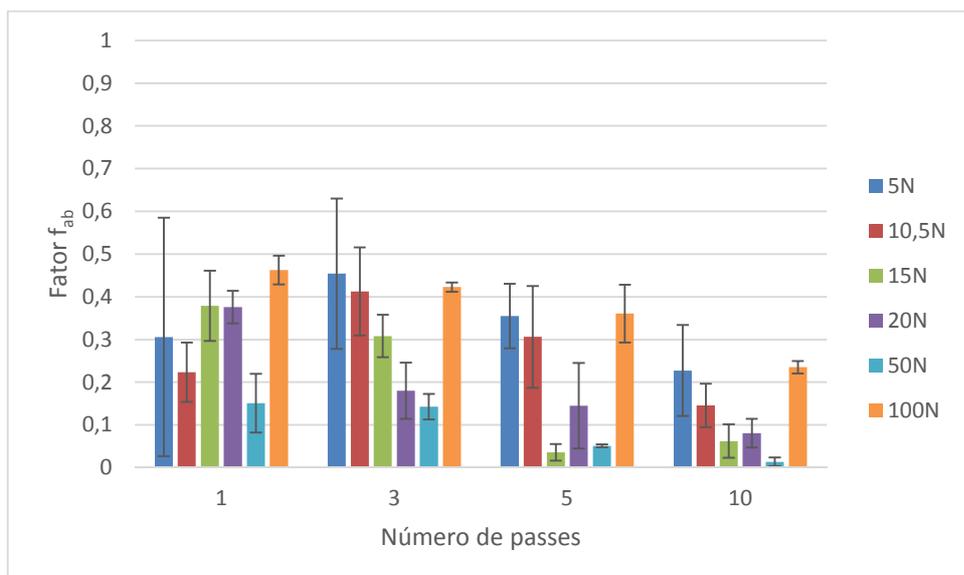


Figura 67: Fator  $f_{ab}$  em função da carga e do número de passes para a liga Tribaloy T-400.

Os valores de  $f_{ab}$  não apresentaram uma correlação com a carga. Mas em função do número de passes, observa-se uma tendência desses valores diminuírem. Todos os valores de  $f_{ab}$  foram abaixo de 0,5, implicando que o micromecanismo de desgaste predominante foi o de microssulcamento. Esse comportamento do valor de  $f_{ab}$  também foi observado no trabalho de Lindroos *et al* (2015). As imagens de MEV, figuras 68 a 73 mostram a evolução dos riscos com o número de passes. Novamente as setas brancas indicam a direção de riscamento.

A figura 68 mostra as imagens de MEV para ensaios com carga de 5N. Os ensaios com essa carga não foram muito agressivos para o material, como podemos observar, pela pouca definição do risco, dificultando a identificação deste na imagem. Há o aumento da quantidade de material deslocado para as laterais do risco com o aumento do número de passes. Na figura 68 (b), podemos observar a formação de bandas de deslizamento na matriz (cinza escuro), em pequena quantidade, nas laterais do risco, que pode ser observado também nas figuras 68 (c) e (d). As fases Laves (cinza claro) apresentaram trincamento, mesmo que em pequena quantidade, que foi aumentando com o número de passes de passes.

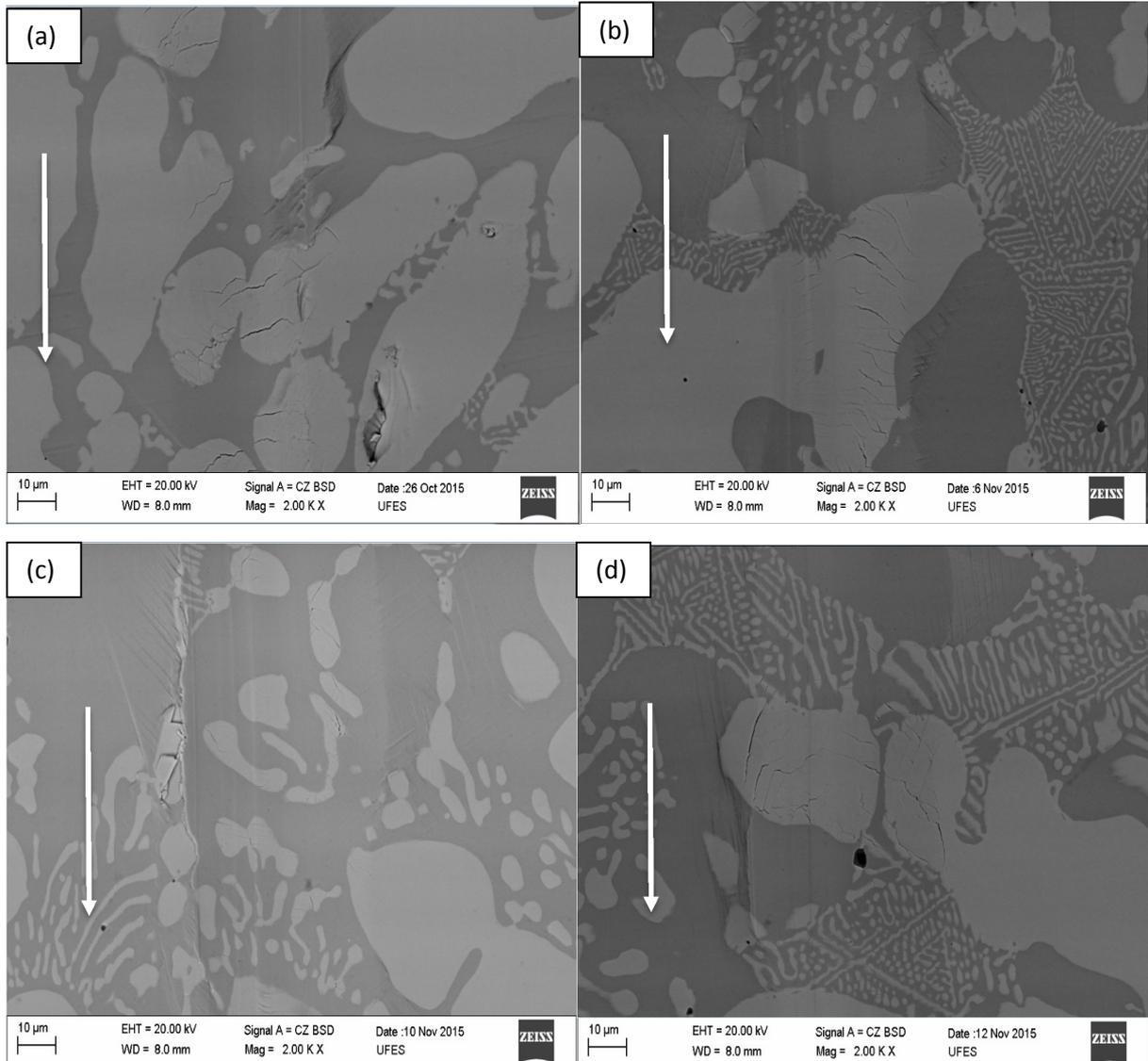


Figura 68: Imagens de MEV dos riscos de 5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.

A figura 69, mostra que para os ensaios com carga de 10,5N há uma maior definição do risco, ficando mais fácil identificá-lo. Na figura 69 (a), podemos observar a existência de trinca nas fase Laves, mostrando sua fragilidade. A figura 69 (b) mostra o início da formação de debris na lateral do risco e as figuras posteriores mostram o aumento da quantidade de material na lateral do risco, concordando com a análise feita anteriormente na figura 69 para o fator  $f_{ab}$ . A matriz ainda se comporta de forma dúctil.

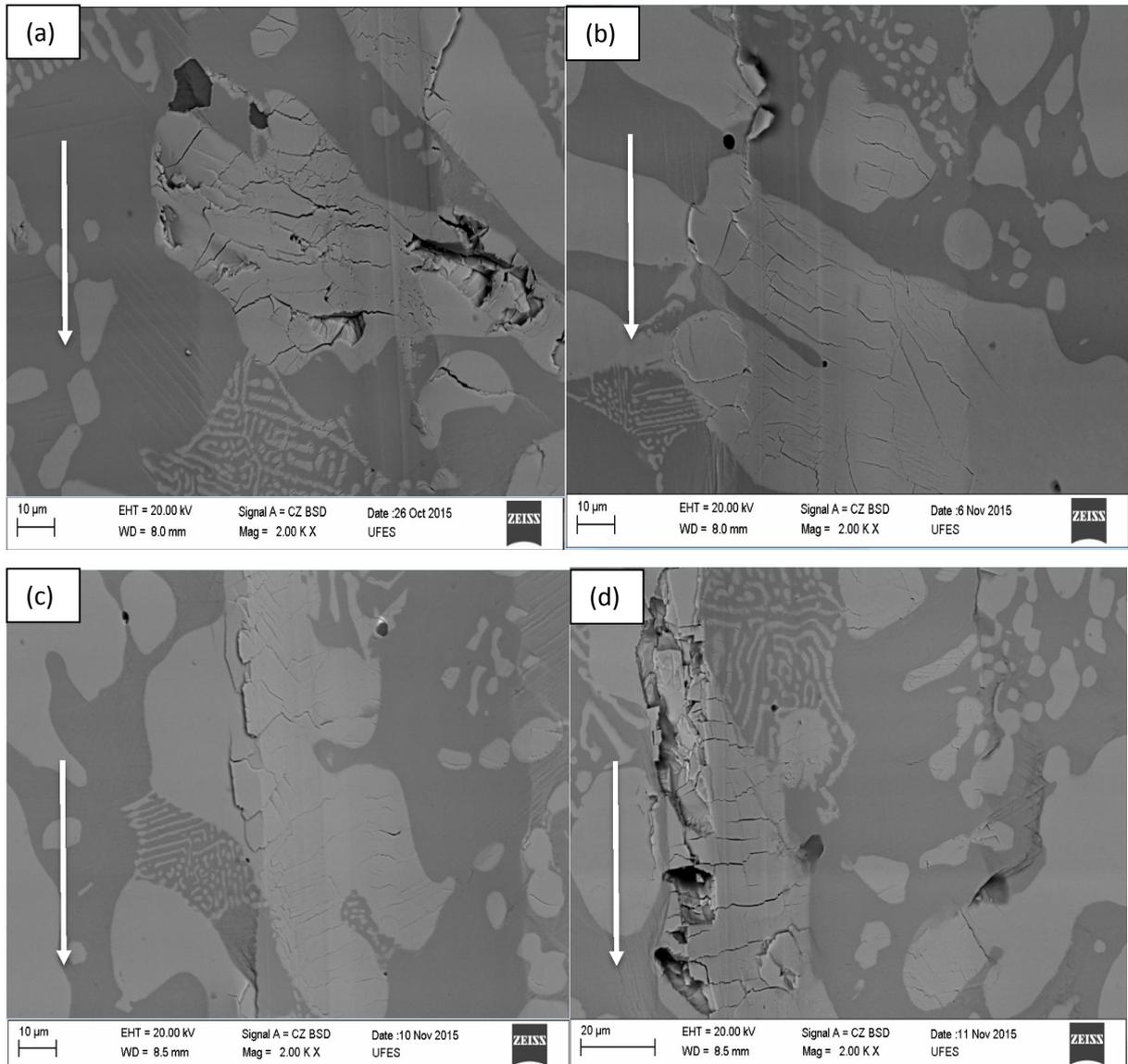


Figura 69: Imagens de MEV dos riscos de 10,5N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.

Para ensaios com carga de 15N, figura 70, (a) e (b), podemos observar, na lateral do risco, a formação de material destacado que posteriormente pode se transformar em debris de desgaste. Noutou-se o aumento de material deslocado para as laterais no risco, assim como a formação de bandas de deslizamento na matriz, que fica mais evidente com o aumento da carga e do número de passes.

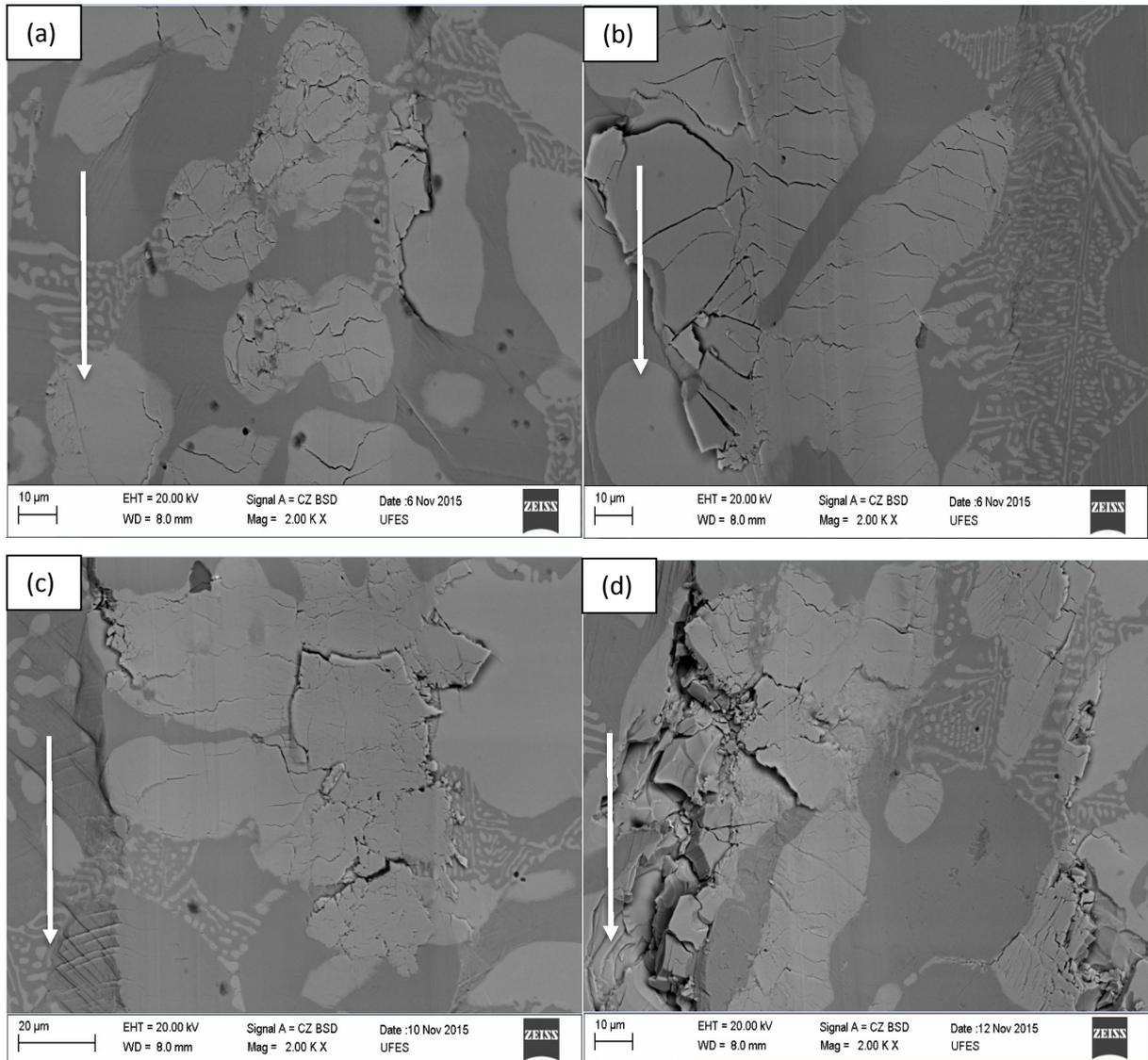


Figura 70: Imagens de MEV dos riscos de 15N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.

Os ensaios com carga de 20N apresentaram comportamento semelhante, mas com maior intensidade, aos ensaios com cargas menores, como grande quantidade de trincas nas fases Laves, aumento da formação de material deslocado para as laterais do risco, concordando com a análise feita na figura 67 para o fator  $f_{ab}$ .

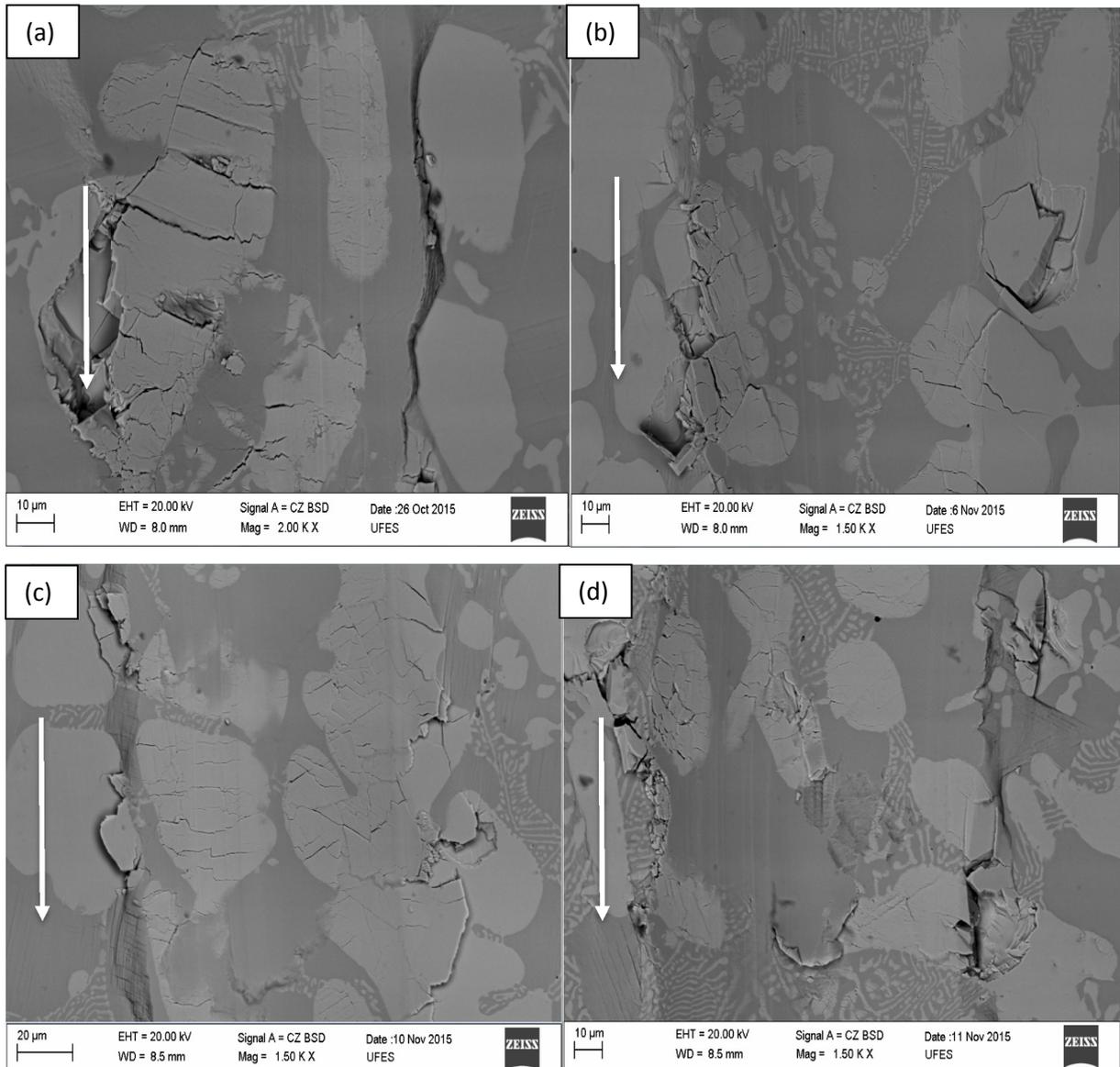


Figura 71: Imagens de MEV dos riscos de 20N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.

A figura 72 mostra as imagens de MEV para ensaios com carga de 50N. Na figura 72 (a), com 1 passe, já se pode observar intensa formação de material deslocado para as laterais e debris dentro e fora do risco que, o mesmo ocorrendo com 3 passes, figura 72 (b). Na figura 72 (c), com 5 passes, há início da formação de *smearing*, devido a sucessivas passagens do indentador, e debris espalhados dentro e fora do risco. Na figura 72 (d), 10 passes, observamos uma mistura mecânica da fase Laves com a matriz de cobalto, semelhante ao ocorrido anteriormente com a liga Stellite 6 com os carbonetos de cromo e a matriz de cobalto, com grande formação de material

deslocado para as laterais do risco, concordando com a análise do fator  $f_{ab}$  na figura 67.

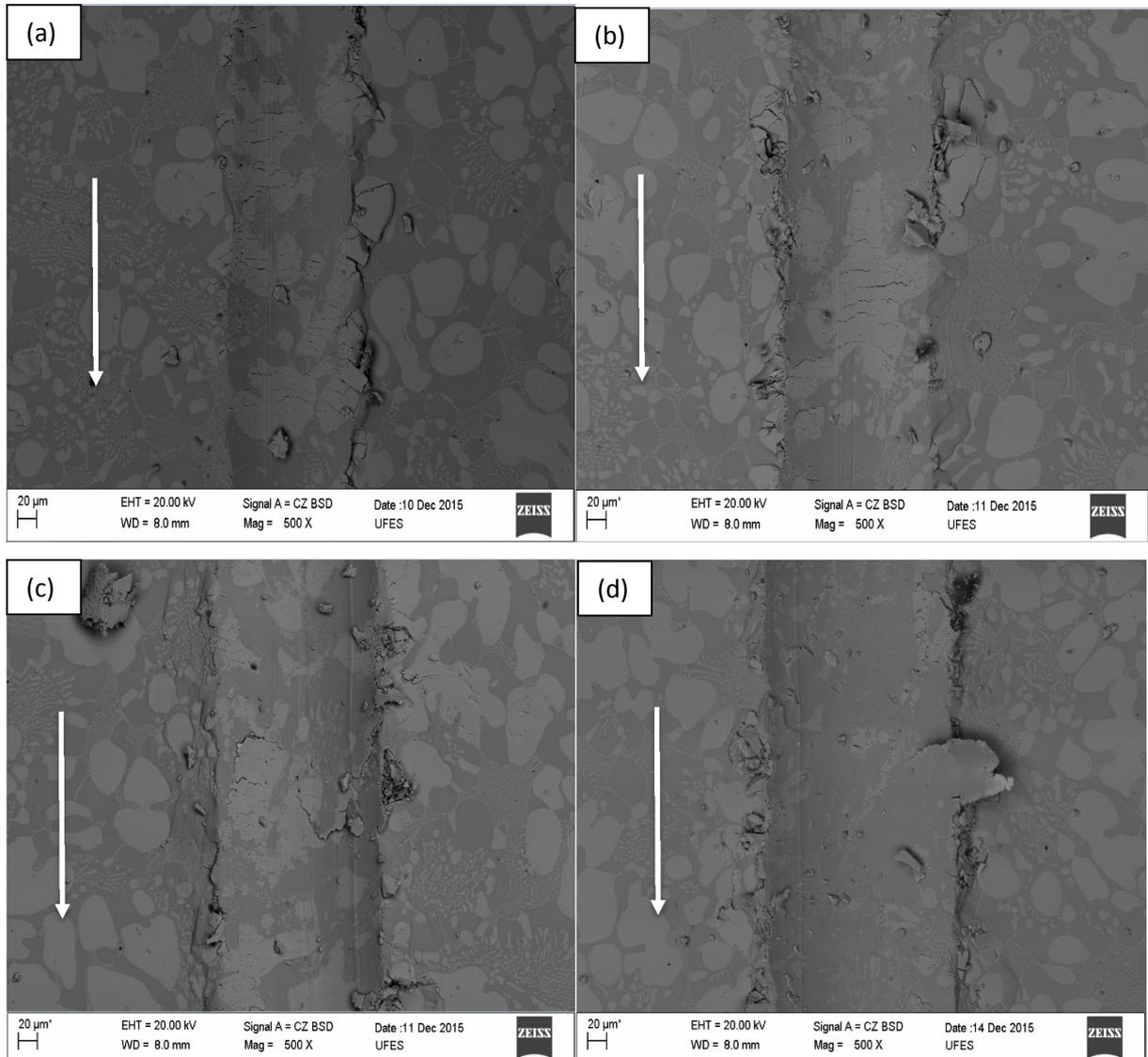


Figura 72: Imagens de MEV dos riscos de 50N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.

Para a carga de 100N o comportamento é semelhante ao da carga de 50N, com grande formação de bordas, concordando com a diminuição do fator  $f_{ab}$  na figura 67, e de debris dentro e fora do risco como pode ser observado na figura 73. O comportamento da mistura mecânica foi observado para a carga de 100N com início em 5 passes, figura 73 (c), e ficando muito mais evidente em 10 passes, como pode ser observado na figura 73 (c) e (d).

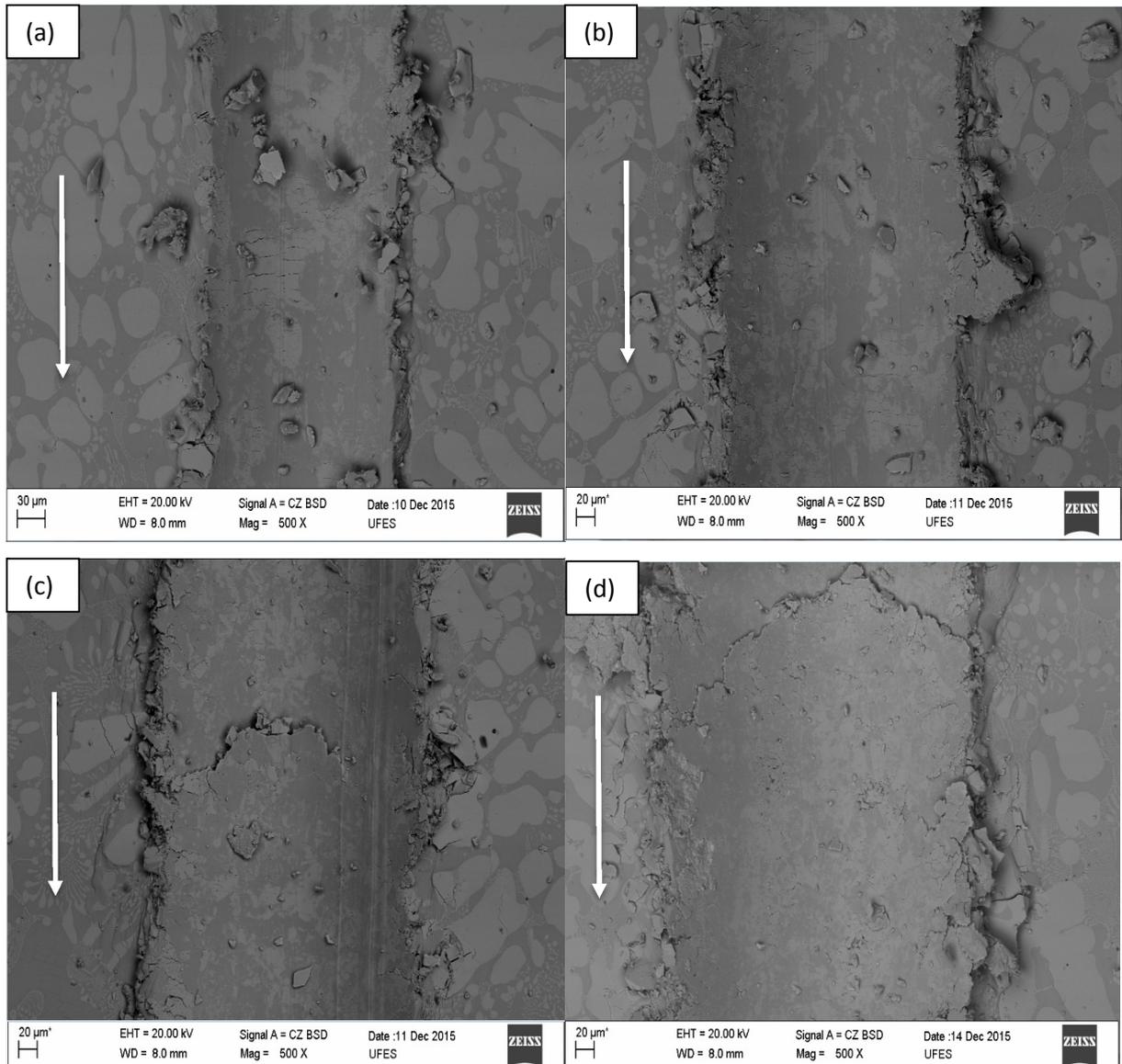


Figura 73: Imagens de MEV dos riscos de 50N (a) 1 passe, (b) 3 passes, (c) 5 passes, (d) 10 passes.

Assim como no caso anterior, para a liga Stellite 6, podemos observar a diminuição da largura do risco quando o indentador passa pela fase dura, principalmente em baixas cargas como é mostrado na figura 68 para a carga de 5N.

Fato interessante de se notar, é a fragilidade do comportamento da fase Laves, que pode ser observado em todos os ensaios na qual ocorreu a propagação de trincas, mesmo para fora do risco. Como resultado da natureza frágil da fase Laves, as ligas Tribaloy possuem uma resistência a propagação de trinca relativamente baixa, com tenacidade a fratura em torno de  $20 \text{ MN m}^{-3/2}$  (HALSTED e RAWLINGS, 1985).

Como sabemos, devido a grande fração volumétrica de fase Laves presente na liga Tribaloy T-400, esta governa o comportamento quanto a resistência a abrasão. Podemos observar que para altas cargas e grande número de passes, a liga apresentou comportamento semelhante ao da liga Stellite 6, para altas cargas e grande número de passes, que foi a formação de uma mistura mecânica, composta de fases Laves extremamente fraturadas e da matriz do material, que a partir daí, se comporta de maneira homogênea e dúctil, diferente do comportamento heterogêneo demonstrado pelas ligas antes da formação da mistura, como pode ser observado na figura 69, com a queda do fator  $f_{ab}$ , mostrando que a predominância do micromecanismo de microsulcamento está cada vez mais evidente, mesmo com a grande quantidade de debris formados dentro e fora do risco para essas mesmas altas cargas e grandes quantidades de passes.

Na figura 74 podemos observar o comportamento da liga em termos da taxa de desgaste em função da carga e do número de passes. Não se observa uma correlação da taxa de desgaste com a carga. Contudo, podemos observar claramente a diminuição da taxa com o número de passes. Para todos os ensaios com as cargas, exceto a de 100N, essa taxa chega a ser desprezível, indicando uma boa resistência ao desgaste.

A boa resistência ao desgaste da liga Tribaloy T-400 é atribuída a alta dureza da fase Laves e da solução sólida assim como a grande fração volumétrica de fase Laves presente na liga (NSOESIE *et al*, 2013).

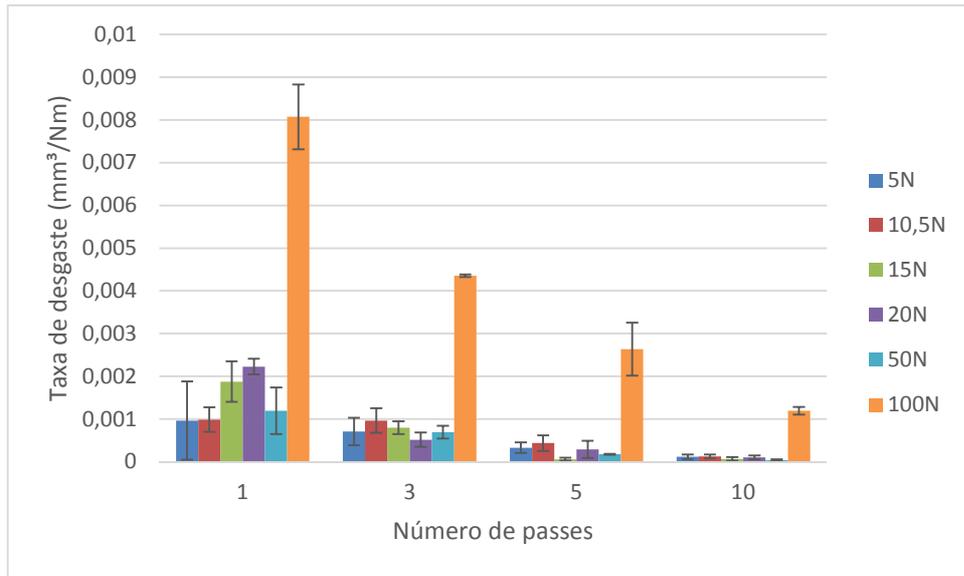


Figura 74: Taxa de desgaste em função da carga e do número de passes para a liga Tribaloy T-400.

O coeficiente de atrito aparente em função da carga e do número de passes, figura 75, mostrou uma tendência a uma estabilidade, independentemente da carga, que está relacionado com o comportamento do material. Esse comportamento é semelhante ao anteriormente citado. Isso pode significar que todas as cargas com os respectivos números de passes encuraram o material ao máximo que elas poderiam, mas o material ainda apresenta, no geral comportamento dúctil, sendo necessária cargas maiores ou maior quantidade de passes para conseguir chegar ao esgotamento plástico do material.

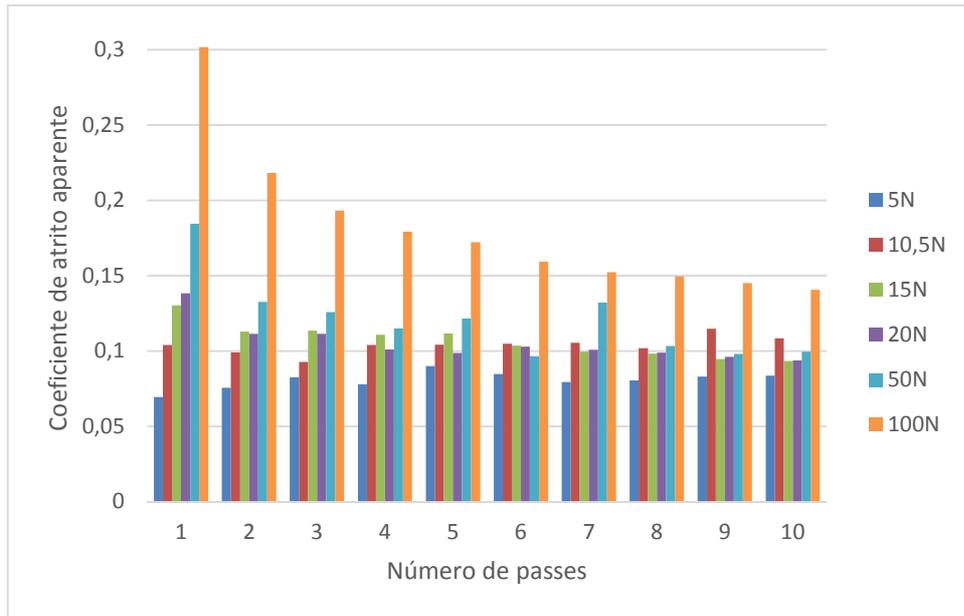


Figura 75: Coeficiente de atrito aparente em função da carga e do número de passes para a liga Tribaloy T-400.

Na figura 76, são apresentados os valores de grau de penetração em função da carga aplicada e do número de passes. Podemos observar que para as cargas de 5, 10,5, 15 e 20N para 1 a 10 passes e a carga de 50N para 1 passe, os valores de grau de penetração estão abaixo de 0,15 que seria o valor crítico para a transição do micromecanismo de desgaste de microsulcamento para microcorte de acordo com a figura 17, concordando com a análise feita para o fator  $f_{ab}$  e com as imagens de MEV. Os valores de 50N para 3, 5 e 10 passes e 100N para todos os passes apresentaram valores de grau de penetração acima de 0,15, que estaria na região de microcorte na figura 17. Pelas figuras de MEV desses riscos, podemos observar claramente que o micromecanismo de desgaste predominante é o de microsulcamento, apesar de haver material suspenso e formação de debris, concordando com as análises do fator  $f_{ab}$ , podendo utilizar a mesma explicação de Challen, Oxley e Doyle (1983) citada anteriormente para explicar essa situação.

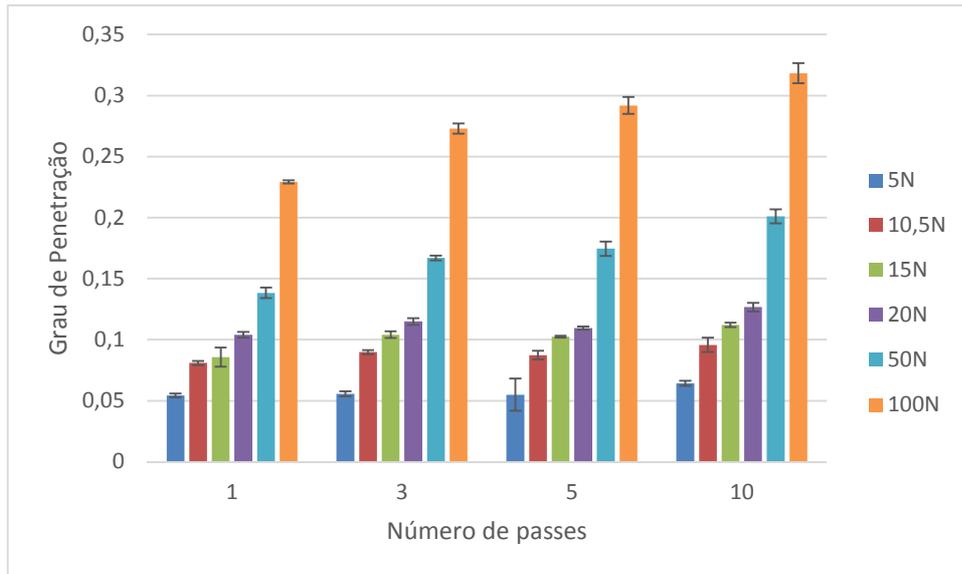


Figura 76: Grau de penetração em função da carga e do número de passes para a liga Tribaloy T-400.

#### 4.3.2.4 Comparação entre as ligas

Em relação ao fator  $f_{ab}$ , todas as ligas apresentaram valores abaixo de 0,5, em todos os ensaios, indicando que o micromecanismo de desgaste predominante foi o de microsulcamento, mesmo para as ligas Stellite 6 e Tribaloy T-400 que possuem fases duras que se comportaram de forma frágil.

Comparando a taxa de desgaste entre as ligas estudadas, de um modo geral, podemos observar que a liga Co-Cr-Fe obteve um comportamento inferior as outras ligas, com valores maiores de taxa de desgaste. As ligas Stellite 6 e Tribaloy T-400 obtiveram resultados próximos, com valores de taxa de desgaste semelhantes para os ensaios com as cargas de 5, 10,5, 15, 20 e 50N. Para os ensaios com a carga de 100N, os valores de taxa de desgaste da liga Stellite 6 foram menores do que os da liga Tribaloy T-400, sendo seu valor a metade do obtido com a Tribaloy T-400, independente do número de passes. Isto pode ser atribuído a sua maior fragilidade devido a sua maior fração volumétrica de fase dura.

Para ligas com alto teor de carbono, como a liga Stellite 6 desse trabalho, a influência do encruamento da matriz nas propriedades mecânicas e na resistência ao desgaste é geralmente ofuscada pela contribuição dos carbonetos, AHMED *et al*, (2014). Isto

pode ser observado também para ligas que apresentam alto teor de fase Laves como a liga Tribaloy T-400 deste trabalho.

O coeficiente de atrito aparente, de um modo geral para todos os ensaios, foi maior para a liga Stellite 6. As ligas Co-Cr-Fe e Tribaloy T-400 apresentaram valores semelhantes e menores do que a liga Stellite 6.

Para o grau de penetração, podemos observar que, de um modo geral para todos os ensaios, a liga Co-Cr-Fe obteve os maiores valores. As ligas Stellite 6 e Tribaloy T-400 obtiveram valores semelhantes e menores do que a liga Co-Cr-Fe.

#### **4.3.3 Relação da profundidade do risco com o tamanho da ponta de diamante.**

Devido à grande faixa de cargas e do número de passes empregado nos ensaios, há a possibilidade de o corpo cônico metálico do indentador, no qual esta fixada a ponta esférica de diamante, estar participando do processo de riscamento, que pode modificar a resposta do sistema para as variáveis analisadas.

A figura 77 apresenta a ponta de diamante observada através de MEV, no qual foi feita sua medida. Pela figura, o valor do tamanho da ponta de diamante é de 21,85  $\mu\text{m}$ .

As figuras 78, 79 e 80 apresentam a profundidade dos riscos feitos nas ligas de Co-Cr-Fe, Stellite 6 e Tribaloy T-400, respectivamente.

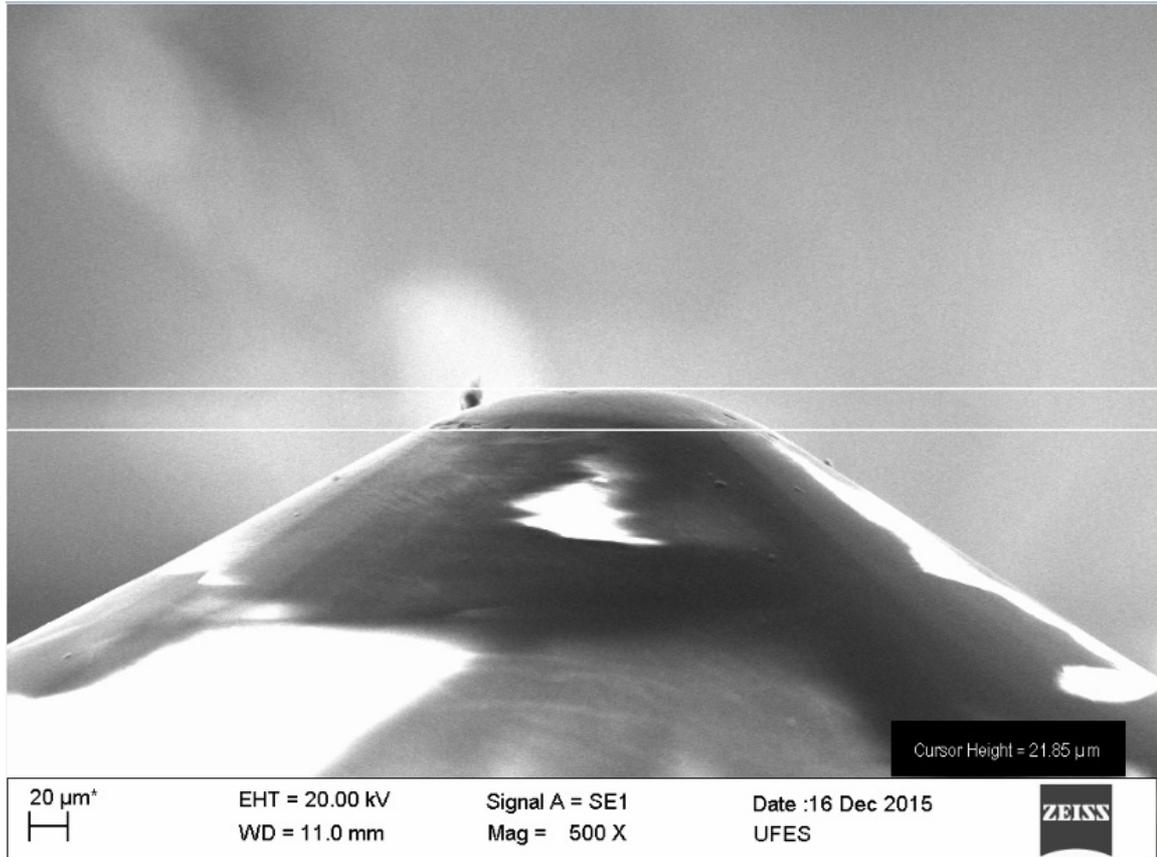


Figura 77: Tamanho da ponta esférica do indentador Rockwell C utilizado nos ensaios.

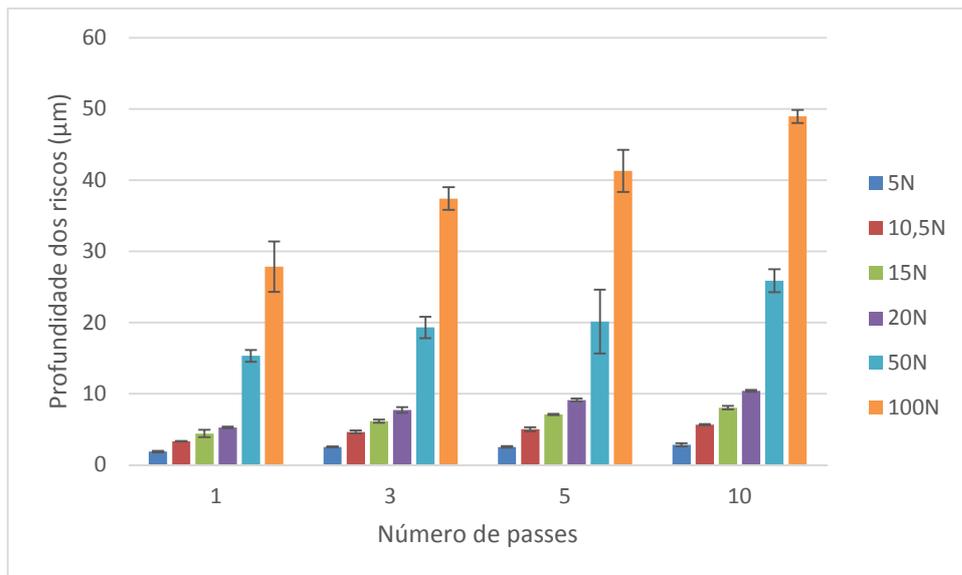


Figura 78: Profundidade do risco em função da carga e do número de passes para a liga Co-Cr-Fe.

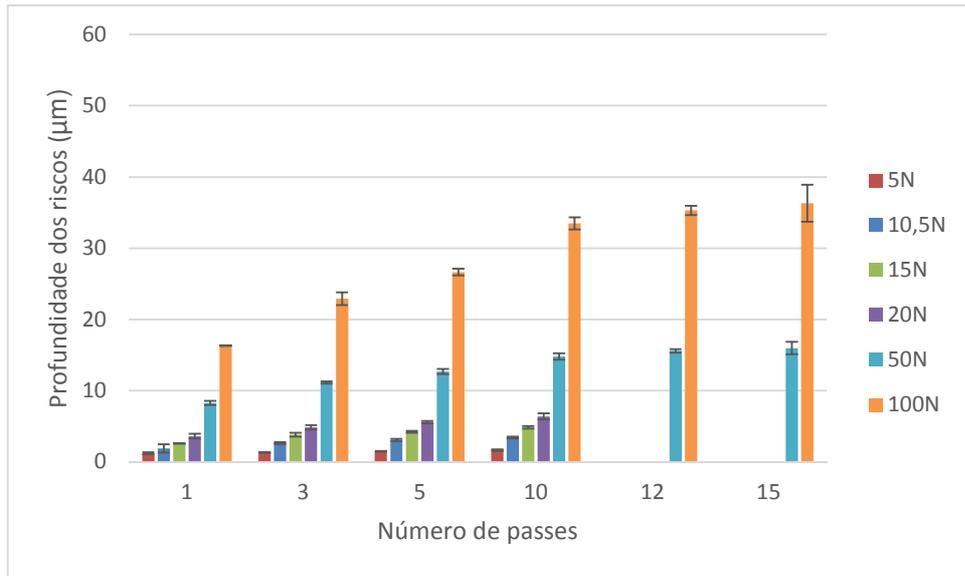


Figura 79: Profundidade do risco em função da carga e do número de passes para a liga Stellite 6.

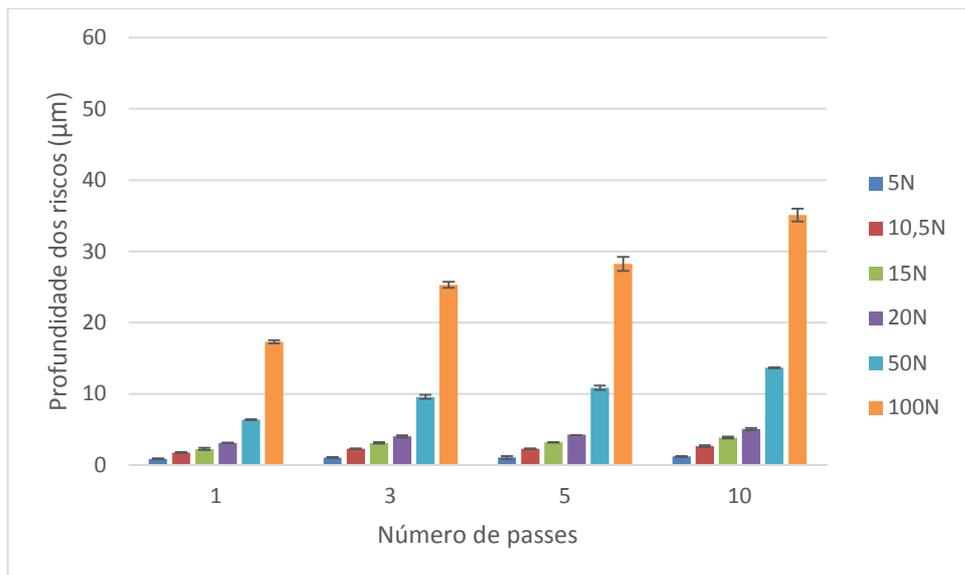


Figura 80: Profundidade do risco em função da carga e do número de passes para a liga Tribaloy T-400.

Podemos observar que alguns ensaios, os valores da profundidade do risco ultrapassaram o valor do tamanho da ponta de diamante, evidenciando o fato de que a parte cônica do indentedor, parte metálica, participou do riscamento do material. Isto aconteceu nos ensaios com carga de 50N com 10 passes e 100N independente do

número de passes na liga Co-Cr-Fe, 100N com 3, 5, 10, 12, 15 passes para a liga Stellite 6 e 100N para 3, 5 e 10 passes para a liga Tribaloy T-400. Analisando esses valores em que houve a participação da parte metálica do indentador no riscamento, observamos que para os valores de  $f_{ab}$  nas figuras 47, 57 e 67, não houve evidências de influência nos resultados obtidos já que os valores seguem uma tendência de decaimento com o aumento da quantidade de passes para todos ensaios, que também podemos observar para as taxas de desgaste, nas figuras 54, 64 e 74, e nos valores de coeficiente de atrito aparente, nas figuras 55, 65 e 75. Logo, podemos assumir que não houve interferência significativa para esses parâmetros.

Para a comparação com o proposto por Hokkirigawa e Kato, (1988), figura 17, na situação em que a parte cônica metálica do indentador participa do riscamento, não poderemos utilizar o valor de  $f=0$ , pois este valor foi utilizado para a ponta de diamante como sugerido por Challen, Oxley e Doyle (1983). Assim espera-se que este valor de  $f$  seja maior, e como podemos observar na figura 17, este maior valor de  $f$  implicará em um valor maior do grau de penetração para transição do mecanismo de microcorte para o microtrincamento, e se esse for maior que aproximadamente 0,5, pode haver uma transição de microsulcamento para formação de proa antes de chegar ao microtrincamento.

## 5 CONCLUSÃO

- Os ensaios com um passe variando a velocidade de riscamento demonstraram que a esta não foi um parâmetro que influenciou de maneira relevante as variáveis analisadas.
- Para ensaios com um passe, de um modo geral, a liga Triballoy T-400 apresentou maiores valores de dureza ao risco, sendo a liga que obteve maior resistência ao riscamento, que pode estar ligado com a maior dureza global desta liga.
- Comparando a taxa de desgaste entre as ligas, em ensaios com um passe, fica evidente o efeito da liga nesta. Deste modo, com a menor dureza global inicial a liga Co-Cr-Fe, apresentou uma maior taxa de desgaste, logo depois, as ligas Stellite 6 e Triballoy T-400, com maiores durezas globais, apresentaram taxas de desgaste semelhantes e menores do que a liga anterior.
- Os valores de  $f_{ab}$  ficaram abaixo de 0,5 para todas as ligas, indicando a predominância do micromecanismo de microsulcamento, tanto para um como para vários passes.
- Para ensaios com vários passes, a taxa de desgaste da liga Co-Cr-Fe obteve um comportamento inferior as outras ligas, com valores maiores de taxa de desgaste. As ligas Stellite 6 e Triballoy T-400 obtiveram resultados próximos, com valores de taxa de desgaste semelhantes exceto para os ensaios com a carga de 100N, onde os valores de taxa de desgaste da liga Stellite 6 foram menores do que os da liga Triballoy T-400.
- Os menores valores de coeficiente de atrito aparente foram apresentados pelas ligas Co-Cr-Fe e Triballoy T-400. Os maiores foram apresentados pela liga Stellite 6.
- As ligas Stellite 6 e Triballoy T-400 apresentaram valores de grau de penetração semelhantes e menores do que a liga Co-Cr-Fe. Apesar de alguns desses valores terem ultrapassado o valor de transição de microsulcamento para microcorte, foi observado o micromecanismo predominante como sendo o de microsulcamento, devido a alta capacidade de encruamento dessas ligas.

- Apesar de, em alguns ensaios, a parte metálica do indentador ter participado do processo riscamento, não houve mudança significativa nos parâmetros avaliados.

## 6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar a formação das bandas de deslizamento presentes na matriz de cobalto;
- Realizar ensaios com indentadores com pontas feitas com abrasivos  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{SiC}$ ;
- Utilizar a proposta de (XU, ZWAAG e XU, 2015) para avaliar a capacidade de encruamento das ligas;
- Verificar ocorrência de transformação de fase induzida por deformação, devido aos ensaios de riscamento através de difração de raio-x.

## 7 REFERÊNCIAS

- AHMED, R. et al. Single asperity nanoscratch behaviour of HIPed and cast Stellite 6 alloys. **Wear**, [s.l.], v. 312, n. 1-2, p.70-82, abr. 2014. Elsevier.
- ASTM. ASTM G 40 "Standard Terminology Relating to Erosion and Wear," Annual Book of ASTM Standards.
- ASTM G 171-03 - Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus. 2009.
- BULSARA, V. H. *et al.*: ASM Handbook; Mechanical Testing and Evaluation: Scratch Testing. 2 ed. Ohio: ASM International, 2000. 2235 p. (Vol. 8), pp. 676-694.
- CETR-UMT & CETR- APEX. Multi-Specimen Test System – User Manual, 2009.
- CHALLEN, J. M.; OXLEY, P. L. B.. An explanation of the different regimes of riction and wear using asperity deformation models. **Wear**, New South Wales, v. 53, p.229-243, ago. 1978, Elsevier.
- CHALLEN, J. M.; OXLEY, P. L. B.; DOYLE, E. D.. The effect of strain hardening on the critical angle for abrasive (chip formation) wear. **Wear**, Neuchâtel, v. 88, p.1-12, 1983.
- DAVIS, J. R. (Ed.). **ASM Specialty Handbook - Heat-Resistance Materials**. ASM International, 1997.
- DAVIS, J. R. (Ed.). **ASM Specialty Handbook - Nickel, Cobalt, and their alloys**. ASM International, 2000.
- DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. **Superalloys: A Technical guide**. 2ª Edição. ed. ASM International, 2002.
- DEAL, A. et al. Tensile Property Investigation of Cast and Wrought Co-Cr-Fe. **Microscopy and Microanalysis**, v. 13, p. 942-943, August 2007.
- DIN. **DIN 50320: Wear - Terms - Systems Analysis Of Wear Processes Classification Of The Field Of Wear**. 1979.

FERREIRA, F. M. **Avaliação tribomecânica via esclerometria retilínea e endentação instrumentada do aço ABNT 8550**. 2010. 119 p. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

HALSTEAD, Alison; RAWLINGS, Reeds D.. The effect of iron additions on the microstructure and properties of the "Tribaloy" Co-Mo-Cr-Si wear resistant alloys. **Journal Of Materials Science**, Londres, v. 20, p.1693-1704, 1985.

HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K.. An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. **Wear**, Sendai, v. 21, p.51-57, fev. 1988, Elsevier

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

JACOBSSON, S. *et al.*: ASM Handbook; Friction, Lubrication and Wear Technology: Scratch Testing. 2 ed. Ohio: ASM International, 2000. 2235 p. (Vol. 18), pp. 820-837.

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

KENNAMETAL. Sobre a Empresa: Kennametal Stellite. **Site da Kennametal Stellite**, 2013. Disponível em: <<http://stellite.com/>>. Acesso em: 02 jun. 2015.

KOBRICK, Ryan L.; KLAUS, David M.; STREET JUNIOR, Kenneth W.. Validation of proposed metrics for two-body abrasion scratch test analysis standards. **Wear**, [s.l.], v. 270, n. 11-12, p.815-822, maio 2011. Elsevier.

LINDROOS, Matti et al. Wear behavior and work hardening of high strength steels in high stress abrasion. **Wear**, [s.l.], v. 322-323, p.32-40, jan. 2015. Elsevier.

MAAN, N. and VAN GROENOU, A. B. Low speed scratch experiments on steels. **Wear**, v.42, p. 365- 390, 1977.

MARQUES, F. P. **Comportamento tribológico em microabrasão de superligas de cobalto**. 2015. 104 f. Tese (Doutorado) – Engenharia metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2015.

MEZLINI, S. et al. Effect of indenter geometry and relationship between abrasive wear and hardness in early stage of repetitive sliding. **Wear**, [s.l.], v. 260, n. 4-5, p.412-421, fev. 2006. Elsevier.

NSOESIE, S. et al. High temperature hardness and wear resistance of cobaltbased Tribaloy alloy. **IJMME**, v. 2, n. 3, 2013.

SHETTY, H.R.; KOSEL, T. H.; FIORE, N. F. A study of abrasive wear mechanisms using diamond and alumina scratch tests. **Wear**, Notre Dame, v. 80, p.347-376, January 1982, Elsevier.

SHETTY, H.R.; KOSEL, T. H.; FIORE, N. F. A study of abrasive wear mechanisms in cobalt-base alloys. **Wear**, Notre Dame, v. 84, p.327-343, July 1983, Elsevier.

VENCL, A. et al. Abrasive wear resistance of the iron- and WC-based hardfaced coatings evaluated with scratch test method. **Tribology In Industry**, Belgrade, v. 35, n. 2, p.123-127, 2013.

WILLIAMS, J. A. Analytical models of scratch hardness. **Tribology International**, v. 29, n<sup>o</sup> 8, p.675-694, 1996.

WOLDMAN, M. et al. The influence of abrasive body dimensions on single asperity wear. **Wear**, [s.l.], v. 301, n. 1-2, p.76-81, abr. 2013. Elsevier.

XU, Xiaojun; ZWAAG, Sybrand van Der; XU, Wei. A novel multi-pass dual-indenter scratch test to unravel abrasion damage formation in construction steels. **Wear**, [s.l.], v. 322-323, p.51-60, jan. 2015. Elsevier.

ZHANG, S.; ZHAO, D. (Eds.). **Aerospace Materials Handbook**. CRC Press, 2013.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. Elsevier, 1987.

ZUM GAHR, K. H.. Wear by hard particles. **Wear**, Karlsruhe, v. 31, n. 10, p.587-596, 1998, Elsevier.