

Estudo comparativo da resistência ao desgaste micro-abrasivo dos metais duros WC-Ni-Mo₂C e WC-Co

Alvâro Henrique Calazans Guedes ¹, Edmilson Otoni Corrêa ², Nádia Alves Nery Balbino ³

¹Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Brasil. Email: alvarocal94@gmail.com

²Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Brasil. Email: ecotoni@unifei.edu.br

³Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Brasil. Email: nadianery@unifei.edu.br

Resumo

Metais duros com ligante de cobalto dominam o mercado, pois apresentam boas propriedades mecânicas e de desgaste. Entretanto, sua substituição é motivada pelo seu alto custo, alta toxicidade e baixa resistência à corrosão, que em muitas aplicações, acelera o desgaste abrasivo. O níquel é um substituto promissor, porém, resulta em propriedades mecânicas inferiores. Para aprimorar essas propriedades, adição de elementos de liga, como molibdênio, tem sido estudada. O objetivo deste trabalho foi avaliar e comparar a resistência ao desgaste microabrasivo dos metais duros WC-Co e WC-Ni-Mo₂C. As amostras dos metais duros foram ensaiadas em um microabrasômetro Plint TE 66 utilizando uma esfera de aço e lama abrasiva de SiC. A perda de volume das amostras foi o parâmetro utilizado para determinar a resistência ao desgaste microabrasivo. As amostras foram caracterizadas antes e após os ensaios por meio de microscopia eletrônica de varredura para identificação dos mecanismos de desgaste predominantes. O metal duro WC-Ni-Mo₂C apresentou microestrutura semelhante ao WC-Co, porém, observaram-se poros e ilhas de ligante. Os ensaios de microabrasão mostraram que o metal duro WC-Ni-Mo₂C, apesar do maior percentual de porosidade, apresentou resistência ao desgaste microabrasivo similar ao metal duro WC-Co indicando que a adição de Mo₂C contribuiu significativamente para o aumento da resistência ao desgaste deste metal duro. Este resultado mostra também a viabilidade de utilização do metal duro WC-Ni-Mo₂C como substituto do WC-Co em aplicações envolvendo desgaste abrasivo.

Palavras-chave: Metais duros; caracterização microestrutural; desgaste microabrasivo

Abstract

Hard metals with cobalt binder dominate the market, as they have good mechanical and wear properties. However, its replacement is motivated by its high cost, high toxicity and low resistance to corrosion, which in many applications, accelerates abrasive wear. Pure nickel is a promising substitute of the cobalt, however, it results in inferior mechanical properties. To improve these properties, addition of alloying elements, such as molybdenum, in the nickel binding has been studied. The objective of this work was to evaluate and compare the microabrasive wear resistance of WC-Co and WC-Ni-Mo₂C hard metals. The hard metal samples were tested in a Plint TE 66 microabrasometer using a steel ball and SiC abrasive mud. The volume loss of the samples was the parameter used to determine the resistance to microabrasive wear. The samples were characterized before and after the tests using scanning electron microscopy to identify the predominant wear mechanisms. The WC-Ni-Mo₂C carbide presented a similar microstructure to WC-Co, however, pores and binder islands were observed. The microabrasion tests showed that the WC-Ni-Mo₂C hard metal, despite the higher percentage of porosity, presented resistance to microabrasive wear similar to the WC-Co hard metal, indicating that the addition of Mo₂C contributed significantly to the increase in wear resistance of this material. This result also shows the feasibility of using WC-Ni-Mo₂C hard metal as a substitute for WC-Co in applications involving abrasive wear.

Keywords: Hard metals; Microstructure; Micro-abrasive wear

1. Introdução

Metais duros são compósitos constituídos por partículas duras, normalmente carboneto de tungstênio (WC) e um ligante de matriz metálica dútil [1]. Assim, este material apresenta uma excelente combinação de dureza a quente e tenacidade e, conseqüentemente, um vasto campo de aplicação [2]. Contudo, os metais duros expostos ao desgaste abrasivo severo, como nas indústrias química, de mineração, cimento e de petróleo também exigem boa resistência ao desgaste, além da resistência à corrosão [3].

Na maioria dos metais duros utilizados industrialmente, o cobalto (Co) é a fase ligante utilizada por apresentar elevada molhabilidade em relação ao WC, o que garante boas propriedades mecânicas [4]. No entanto, devido à baixa resistência à corrosão, escassez, alto custo e toxicidade, ligantes alternativos tem sido pesquisados [5], [6].

O níquel (Ni) tem se mostrado o substituto mais eficiente, devido ao custo relativamente menor e ao melhor desempenho das ligas WC-Ni em aplicações que requerem resistência à corrosão e resistência ao desgaste concomitantemente [6], [7]. No entanto, devido a menor molhabilidade do níquel na fase dura WC, este metal duro apresenta propriedades mecânicas inferiores as do metal duro WC-Co. Para mitigar essa deficiência, a adição de carbonetos, como o carboneto de molibdênio (Mo_2C) tem sido estudada. De acordo com a literatura [8],[9], além de promover o endurecimento das ligas WC-Ni por solução sólida, a adição de carbonetos pode alterar a estrutura granular nos metais duros baseados em WC, levando a diferentes características de desgaste. Vários investigadores [7-9] verificaram que o ligante Ni/ Mo_2C é mais dútil do que o cobalto; o que pode reduzir a perda de grãos WC (arrancamento) durante o processo de desgaste, aumentando consideravelmente a resistência a sua resistência à abrasão.

O objetivo deste trabalho é, portanto, avaliar a microestrutura e a resistência ao desgaste micro-abrasivo do metal duro WC-Ni- Mo_2C e fazer uma comparação com o metal duro WC-Co, processados por metalurgia do pó convencional.

2. Metodologia

2.1. Produção dos metais duros

As composições em peso dos metais duros estudados e suas durezas estão apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1. Composição dos metais duros (% em peso) e dureza.

Metal Duro	WC	Co	Ni	Mo_2C	Dureza (HV)
WC-Co	90	10	-	-	~1385
WC-Ni- Mo_2C	90	-	8	2	~1221

Fonte: Elaboração própria.

Os metais duros foram fabricados pela metalurgia do pó convencional. A moagem dos pós iniciais foi realizada em um moinho de bola convencional a uma velocidade de rotação de 50 rpm, durante 70 horas. Após a moagem, 1,5% em peso de parafina foi adicionado às misturas para melhorar a compactação. Assim, realizou-se a compactação em uma matriz de aço inoxidável a 140 MPa por 3 min. Em seguida, os compactados verdes foram pré-sinterizados em atmosfera de hidrogênio puro, a 750°C por 30 minutos, para remoção da parafina. Por fim, a sinterização foi realizada em um forno de alto vácuo (2×10^{-5} bar) a 1.460°C por 1 hora. As ligas foram retificadas e polidas com lixas e pasta diamantada.

2.2. Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada, antes e após os ensaios de desgaste microabrasivo, pelas técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de raios X por dispersão de energia (EDS). As análises de microscopia ótica antes dos ensaios de desgaste foram realizadas em um microscópio óptico da marca Olympus, modelo BX41M-LED. A microscopia ótica após o ensaio foi realizada por um microscópio ótico acoplado no microabrasômetro. As análises de microscopia eletrônica foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura modelo EVO MA 15, marca ZEISS. Acoplado ao MEV, foi utilizado o EDS modelo xFlash 360, marca Bruker.

2.3. Ensaios de Micro-abrasão

Para realização dos ensaios de microabrasão foi utilizado o microabrasômetro Plint and Partners TE 66 do Laboratório TRICORRMAT da UFES (Figura 1).

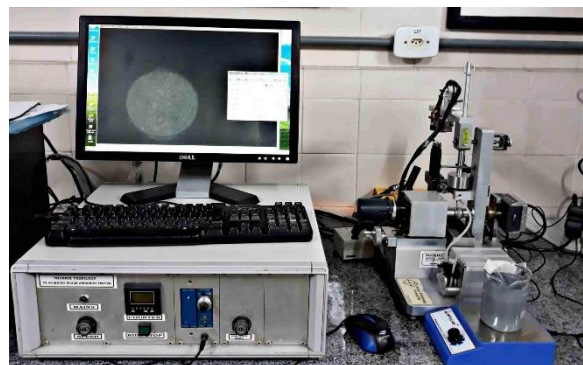


Figura 1. Aparato utilizado no ensaio microabrasivo

A esfera de aço martensítico AISI 52100 (dureza de aproximadamente 800 HV e diâmetro de 25 mm) foi condicionada antes do início dos ensaios em solução de água com areia. Os condicionamentos posteriores foram feitos a cada três ensaios realizados [10]. O pó de SiC com tamanho médio de partícula de 5 μm foi o

abrasivo utilizado para a produção da lama abrasiva (SiC-água) utilizada nos ensaios.

A definição dos parâmetros foi baseada nos estudos desenvolvidos por Trezona *et al* [11] para garantir a presença do mecanismo de desgaste a três corpos, mais presente no cotidiano industrial. A Tabela 2 mostra os parâmetros utilizados nos ensaios de microabrasão.

Tabela 2. Parâmetros usados nos ensaios de micro-abrasão

Carga Normal	0,25 N
Velocidade angular da esfera	40 RPM
Distância total deslizada	311 m
Concentração da solução abrasiva	0,2 g/cm ³
Taxa de gotejamento da lama abrasiva	24 gotas/min

Elaboração própria

Para o controle dos parâmetros de velocidade de rotação e número de revoluções da esfera foi utilizado o software Compend 2000 V2.23. O ensaio foi iniciado fixando a esfera e o corpo de prova no porta amostras. Em seguida, fez-se seu posicionamento e equilíbrio do sistema com um contra peso (nesse equipamento foi de 0,2N) e, então, adicionou-se a carga de trabalho de 0,25N como peso morto no tribo-sistema de ensaio. Os ensaios foram interrompidos após 100, 300, 500, 1000, 1000, 1000 rotações, totalizando seis interrupções para aferir o tamanho da cratera gerada.

Estas interrupções foram feitas para verificar a evolução do desgaste em cada metal duro estudado. Com um sistema de iluminação, microscópio embutido no microabrasômetro e softwares Infinity Capture®-v.4 e 56, foi possível medir o diâmetro da cratera de desgaste, perpendicularmente à direção da rotação da esfera. Os perfis das crateras de desgaste foram traçados por um perfilômetro a laser da Mahr, modelo Perthometer Concept.

2.3.1 Cálculo do desgaste por microabrasão

O cálculo do volume de desgaste de cada metal duro foi feito por meio da formula abaixo de acordo com a norma B. Standard EN ISO 26424:2016 [12]

$$K = \frac{\pi b^4}{64R} \quad (1)$$

Onde:

K é o volume perdido pelo desgaste (mm³);

b é o diâmetro da cratera (mm);

R é o raio da esfera (mm)

3. Resultados e Discussões

3.1. Caracterização microestrutural dos metais duros antes do ensaio de micro-abrasão

As Figuras 2 e 3 mostram as microestruturas antes e depois do ataque químico do metal duro WC-Co, respectivamente. Nota-se pela Figura 2, a presença de pequenos poros uniformemente distribuídos na matriz. Nota-se também uma distribuição mais uniforme da fase ligante (pontos claros) ao longo da área do metal duro durante a sinterização, sem a presença significativa de regiões com acúmulo de ligante (ilhas de ligante). Isto se deve a excelente molhabilidade do Co na fase dura. Após o ataque (veja Figura 3) é possível notar claramente os grãos de WC facetados (fase cinza claro) embebidos na matriz metálica de cobalto (fase escura).

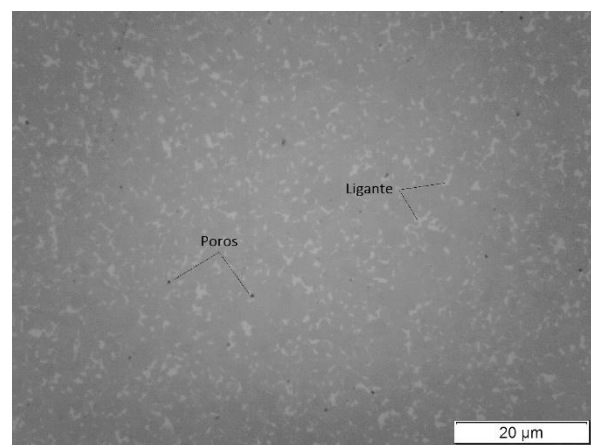


Figura 2. Microestrutura do metal duro WC-Co sem ataque químico

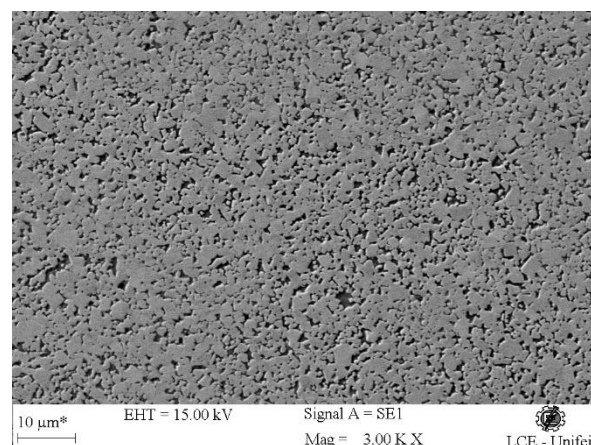


Figura 3. Microestrutura do metal duro WC-Co após ataque químico

As figuras 4 e 5 mostram as microestruturas antes e depois do ataque do metal duro WC-Ni-Mo₂C, respectivamente. Diferentemente do observado para o metal duro WC-Co, a Figura 4 mostra que a distribuição do ligante apresentou boa uniformidade durante a sinterização com poucas regiões com

aglomeração (ilhas de ligante), semelhantemente àquela observada no metal duro WC-Co, indicando que a adição de Mo, além de endurecer o níquel por solução sólida, também contribuiu para um aumento da molhabilidade do ligante na fase dura WC [13]. Observa-se também que este metal duro apresentou uma fração volumétrica de ligante menor do que aquela observada no metal duro WC-Co indicando uma maior quantidade de ligações carboneto-carboneto. Tais característica tende a produzir uma microestrutura mais resistente ao desgaste abrasivo.

Por outro lado, nota-se claramente uma porosidade mais grosseira neste metal duro, provavelmente, devido ao menor tempo de permanência do ligante no estado líquido (fase líquida transiente) durante o ciclo de sinterização. Após o ataque (Figura 5) nota-se claramente a presença de uma porosidade significativamente mais grosseira do que aquela observada no metal duro WC-Co e partículas da fase dura com tamanho similar àquelas do metal duro WC-Co indicando que a temperatura e tempo de sinterização influenciaram ambos os metais duros de forma semelhante no fenômeno de crescimento de grão da fase dura (Ostwald ripening).

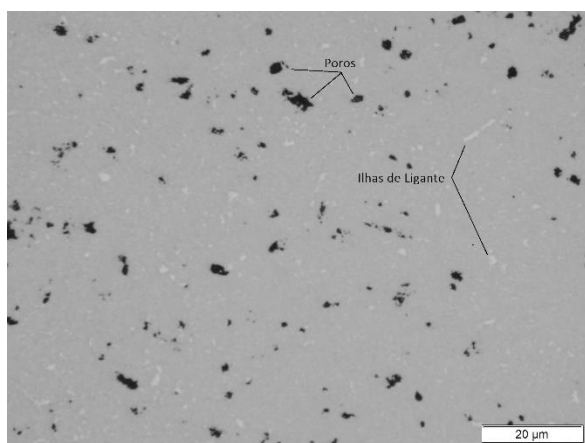


Figura 4. Microestrutura do metal duro WC-Ni-Mo₂C sem ataque químico

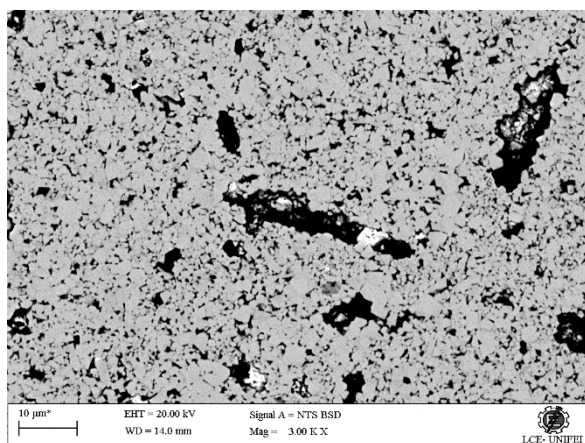


Figura 5. Microestrutura do metal duro WC-Ni-Mo₂C após ataque químico

3.2. Ensaios de Micro-abrasão

A fim de verificar a resistência ao desgaste microabrasivo do metal duro WC-Ni-Mo₂C e comparar com a resistência do metal duro convencional WC-Co, foi calculado o volume perdido de cada material ao fim de cada ensaio. Para o cálculo do volume perdido foi utilizado a Equação 1.

A figura 6 mostra o volume perdido médio de cada metal duro ao longo das interrupções. Pode-se notar que no estágio inicial (interrupções 1 e 2) ocorre um aumento abrupto do volume desgastado devido a maior remoção de fragmentos de materiais (ligante e fase dura) que constituem o par tribológico. Com o deslizamento contínuo, uma relação quase linear (estado estacionário) entre o volume de desgaste e a distância de deslizamento percorrida pela esfera rotativa é atingida indicando presença do mecanismo de desgaste a três corpos no qual as partículas de desgaste removidas permanecem na cratera resultando na formação de uma tribo-camada [14].

Pode-se notar também que o metal duro WC-Ni-Mo₂C apresentou uma resistência ao desgaste microabrasivo muito similar a do metal duro convencional WC-Co, apesar da porosidade mais grosseira. Isso pode ser atribuído ao endurecimento do ligante de níquel (ductil) pelo Mo por solução sólida aumentando a resistência ao desgaste do mesmo pelo mecanismo de remoção preferencial do ligante. A maior tenacidade do ligante de Ni-Mo diminuiu o arrancamento abrupto da fase dura WC da matriz, mais resistentes ao desgaste, reduzindo a ação de mecanismos mais severos de desgaste como a micro-usinagem.

Por outro lado, o metal duro convencional WC-Co apesar de apresentar porosidade bem mais fina e bem distribuída na matriz teve um desempenho ao desgaste muito próximo ao do metal duro WC-Ni-Mo₂C. Isto pode ser atribuído ao fato de que neste metal duro, por apresentar maior fração volumétrica de ligante, teve a remoção preferencial do ligante maior do que aquela observada no metal duro WC-Ni-Mo₂C; o que resultou em uma perda de partículas duras por arrancamento ao longo da distância deslizada similar.

Pelos resultados obtidos pode-se concluir que a porosidade mais larga não afetou significativamente o desempenho do metal duro WC-Ni-Mo₂C. Isto pode ser atribuído ao tamanho menor do abrasivo de SiC (~5 μm) em relação ao tamanho dos poros evitando assim o surgimento do mecanismo de microusinagem e a prevalência do mecanismo de micropolimento.

É importante ressaltar que o desempenho satisfatório apresentado pelo metal duro WC-Ni-Mo₂C contra o desgaste microabrasivo onde os valores de pressão do conjunto esfera/amostra são baixos e o tamanho das partículas abrasivas relativamente pequeno (~10 μm) não permite inferir que este mesmo metal duro terá desempenho semelhante quando submetido a desgaste abrasivo severo de alta pressão e envolvendo partículas abrasivas maiores (> 100 μm).

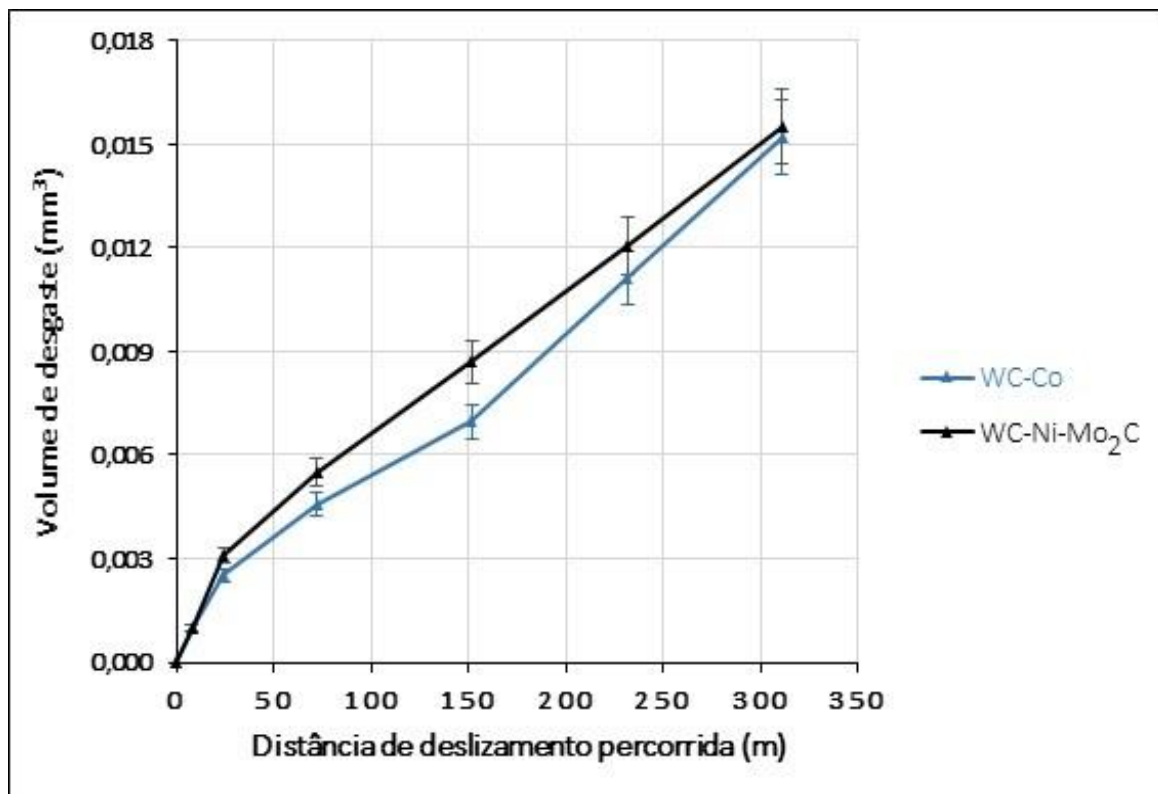


Figura 6. Volume de material perdido ao longo das interrupções. Fonte: elaboração própria.

3.3. Mecanismos de desgaste

A figura 7a mostra a cratera do metal duro WC-Ni-Mo₂C produzida durante o desgaste cujo diâmetro foi de 1409 μm . Pode-se notar claramente a presença de vários sulcos e poros largos na superfície bem como o arrancamento de partículas de WC (Figs. 7b, 7c e 7d). Diferentemente do metal duro WC-Co, não foi observado de forma significativa o desgaste por remoção de ligante; o que produziu em alguns pontos sulcos mais rasos do que aqueles observados no metal duro WC-Co (Veja Figs. 7a e 8a).

Além disso, nota-se também claramente a superfície mais lisa e o arredondamento das partículas duras (Figs. 7c e 7d) devido ao mecanismo de micropolimento que resulta numa condição de desgaste mais uniforme ao longo da região de análise. Assim, os mecanismos mais atuantes identificados foram o sulcamento, micropolimento e, em menor grau, o arrancamento de partículas da fase dura.

A Figura 8a mostra a cratera do metal duro WC-Co produzida durante o desgaste cujo diâmetro (1375 μm) é pouco menor do que o diâmetro da cratera do metal duro WC-Ni-Mo₂C (Fig. 7a) indicando uma resistência ao desgaste ligeiramente maior.

Pode-se notar claramente a presença de vários sulcos (Fig. 8b e 8c), regiões com remoção de ligante e, em menor grau, arrancamento de partículas da fase dura (Fig. 8d). Semelhantemente ao metal duro sem cobalto, nota-se também um arredondamento das partículas duras (Figs. 8c e 8d) devido ao micropolimento. Os resultados sugerem que o metal duro WC-Co, mesmo com a presença de uma porosidade bem mais fina em sua microestrutura, apresentou um desempenho ao desgaste muito similar ao metal duro WC-Ni-Mo₂C (Veja Fig. 6) devido à sua maior fração volumétrica de ligante. Isto levou a uma remoção do ligante pelas partículas abrasivas menores mais intensa neste metal duro em relação ao metal duro WC-Ni-Mo₂C, seguido pelo descolamento das partículas de carboneto ocasionando o seu arrancamento. Finalmente, os mecanismos de desgaste mais atuantes identificados foram o sulcamento, o micropolimento, a remoção de ligante e, em menor grau, o arrancamento de partículas de WC da matriz.

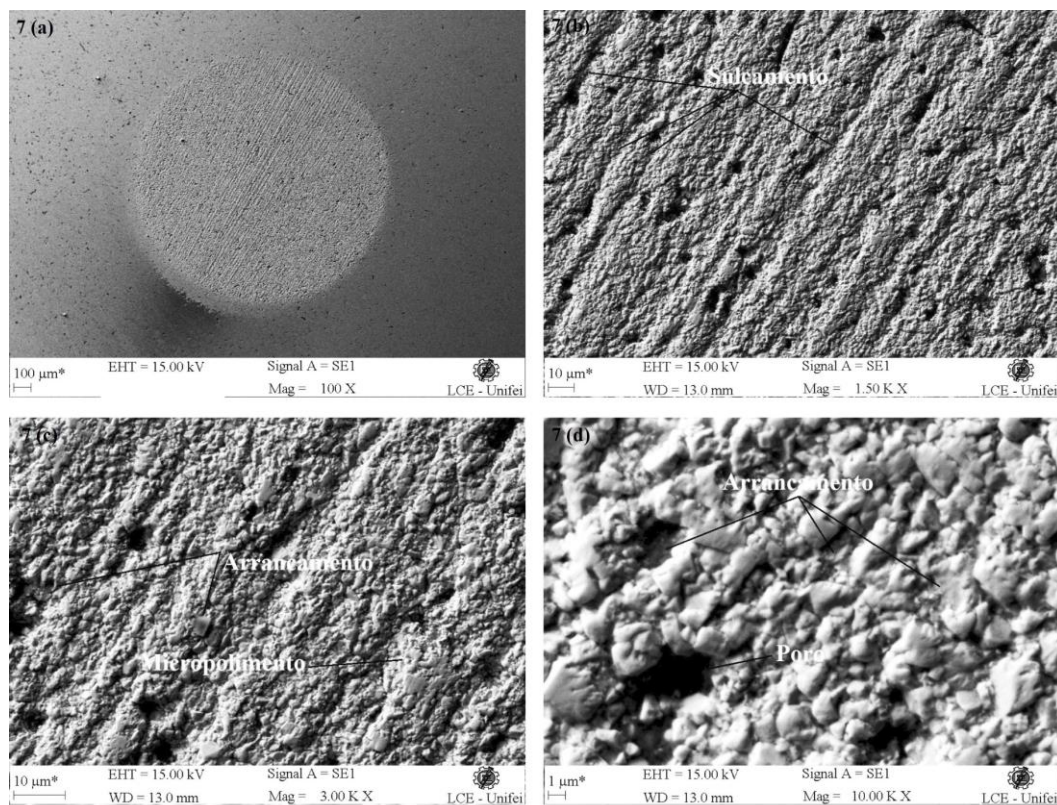


Figura 7. Mecanismos de desgaste observados no metal duro WC-Ni-Mo₂C. Fonte: elaboração própria.

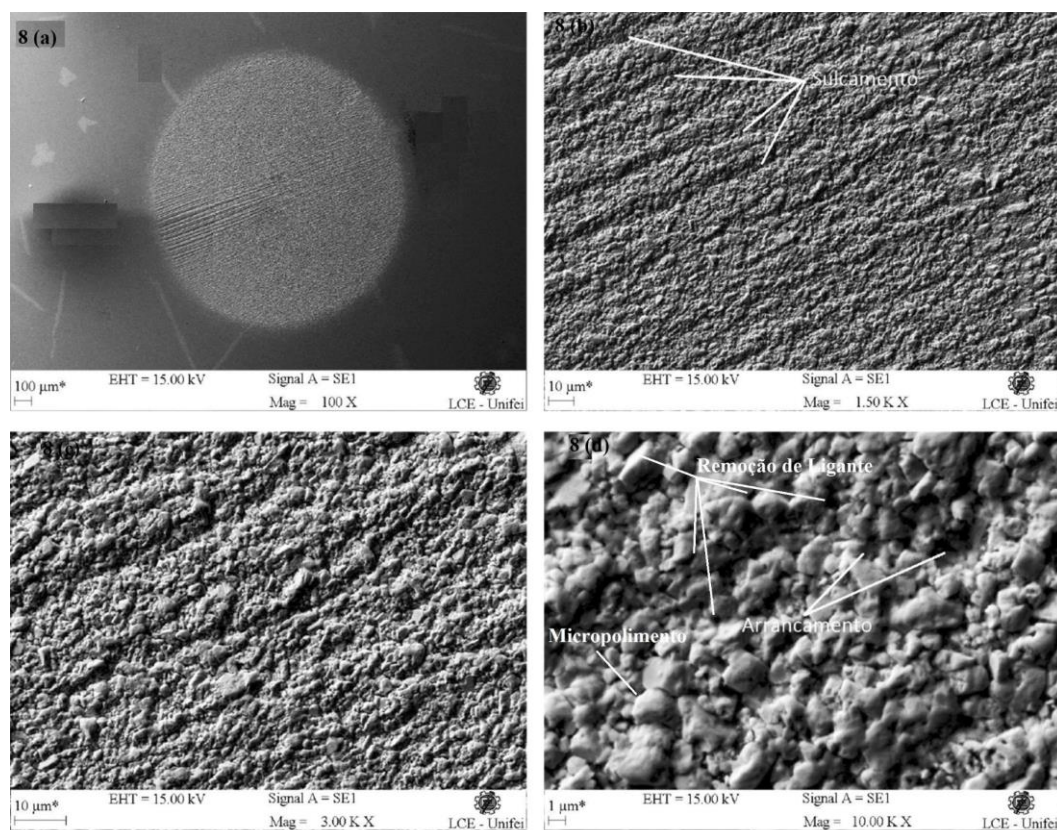


Figura 8. Mecanismos de desgaste observados no metal duro WC-Co. Fonte: elaboração própria.

As figuras 9 e 10 mostram os perfis da seção transversal das crateras representativas dos metais duros WC-Ni-Mo₂C e WC-Co, respectivamente. Como pode ser observado, as crateras de ambos os metais duros parecem obedecer o formato de uma “bola” indicando que ocorreu uma transição relativamente suave do micro-desgaste entre a partícula dura e a fase ligante. Este comportamento semelhante em ambos os metais duros pode ser atribuído ao coeficiente de desgaste muito próximos destes materiais haja vista que possuem microestruturas bem semelhantes e ausência de acúmulo significativo de microcavacos (*pile-up*) nos arredores das crateras; o que resulta num sistema de desgaste a três corpos mais uniforme e com menor pressão.

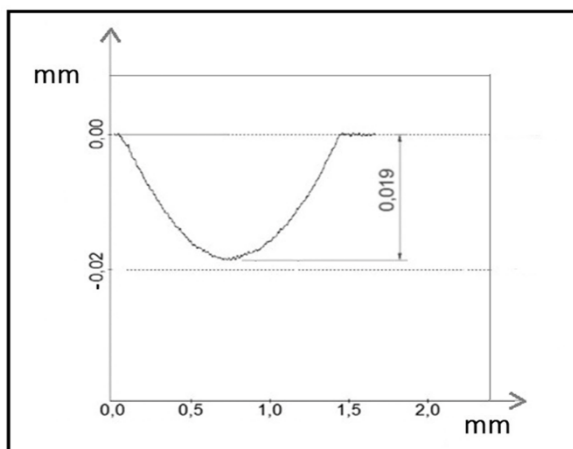


Figura 9. Perfil da cratera do metal duro WC-Ni-Mo₂C

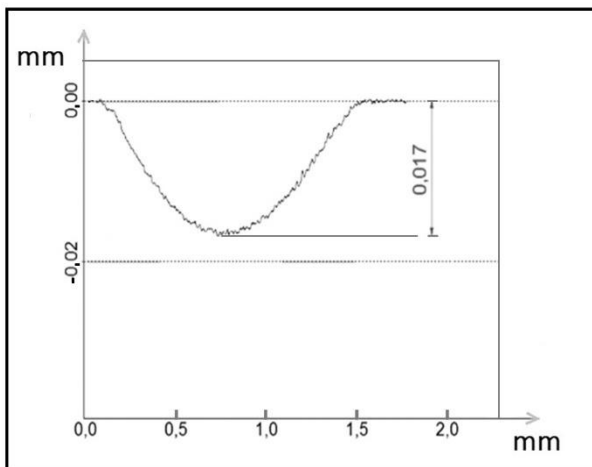


Figura 10. Perfil da cratera do metal duro WC-Co

A partir das Figuras, observa-se também que o perfil da cratera do metal duro WC-Co apresenta picos de rugosidade mais acentuados do que os picos verificados no perfil da cratera do metal duro WC-Ni-Mo₂C ao longo de toda a curvatura; o que pode indicar uma profundidade do sulcamento (riscamento) maior no metal duro WC-Co. Cabe ressaltar que estes picos no perfil do metal duro WC-Co também foram observados em estudos anteriores por Cozza [15] e

Esteves [16] e se trata da rugosidade superficial formada pelo desgaste abrasivo.

O perfil de desgaste do metal duro WC-Co mostra alguns picos de rugosidade, nas extremidades, com amplitude mais elevada em relação aos outros. De acordo com Cozza [17], num certo momento do processo de desgaste, as partículas da lama abrasiva seguem por caminhos preferenciais, assim deixando de atuar entre a esfera e a amostra, levando a um contato direto entre os mesmos e à formação destes picos de maior amplitude (*ridges*).

4. Conclusões

Este trabalho avaliou o desempenho de um metal duro a base de níquel e comparou a sua resistência ao desgaste micro-abrasivo com o metal duro convencional a base de cobalto. O trabalho visou também verificar a viabilidade de utilização do metal duro com do ligante níquel em substituição ao metal duro convencional em aplicações envolvendo desgaste abrasivo.

O metal duro WC-Ni-Mo₂C apresentou uma resistência ao desgaste microabrasivo muito similar quando comparado com o metal duro convencional WC-Co, apesar da porosidade bem mais grosseira. Isto pode ser a ação de reforço do ligante de níquel pelo molibdênio; o que resultou em um ligante Ni-Mo com maior tenacidade, minimizando o arrancamento das partículas de WC (fase dura) e, conseqüentemente, o aparecimento de mecanismos mais severos de desgaste como a micro-usinagem. Outro fator que pode ter contribuído para um comportamento ao desgaste similar destes metais duros é uma maior remoção de ligante do metal duro WC-Co uma vez que este metal duro apresenta uma maior fração volumétrica de ligante Co.

Os mecanismos de desgaste de ambos os metais duros foram bem semelhantes sendo que no metal duro WC-Co predominaram o sulcamento (riscamento), arrancamento de partículas da fase dura, micropolimento e, em menor grau, a remoção de ligante. Com relação ao metal duro WC-Ni-Mo₂C, os mecanismos de desgaste predominantes foram o sulcamento (riscamento), micropolimento e o arrancamento de partículas da fase dura.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES, FAPEMIG e CNPq pelo suporte financeiro e ao laboratório TRICORRMAT da Universidade Federal do Espírito Santo - UFES pelo apoio na realização dos ensaios de microabrasão.

6. Referências

- [1] Fernandes; Senos, “Cemented carbide phase diagrams: A review,” *J. Refract. Met. Hard Mater.*, pp. 405–418, 2011
- [2] D. D. Phuong, P. Van Trinh, L. Van Duong, and L. D. Chung, “Influence of sintering temperature on microstructure and mechanical properties of WC-8Ni cemented carbide produced by vacuum sintering,” *Ceram. Int.*, vol. 42, no. 13, pp. 14937–14943, 2016, doi: 10.1016/j.ceramint.2016.06.134
- [3] Ž. Alar, V. Alar, and T. A. Fabijanić, “Electrochemical corrosion behavior of near-nano and nanostructured WC-Co cemented carbides,” *Metals (Basel)*, vol. 7, no. 3, 2017, doi: 10.3390/met7030069
- [4] S. Guo, R. Bao, J. Yang, H. Chen, and J. Yi, “Effect of Mo and Y2O3 additions on the microstructure and properties of fine WC-Co cemented carbides fabricated by spark plasma sintering,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 69, no. April, pp. 1–10, 2017, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.07.010
- [5] Z. Guo, J. Xiong, M. Yang, S. Xiong, J. Chen, and S. Bi, “Characterization and properties of MTCVD Ti(C,N) coated cemented carbide substrates with Fe/Ni binder,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 28, no. 2, pp. 238–242, 2010, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2009.10.004.
- [6] E. O. Correa, J. N. Santos, and A. N. Klein, “Microstructure and mechanical properties of WC Ni-Si based cemented carbides developed by powder metallurgy,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 28, no. 5, pp. 572–575, 2010, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2010.04.003.
- [7] R. M. Genga, L. A. Cornish, and G. Akdogan, “Effect of Mo2C additions on the properties of SPS manufactured WC-TiC-Ni cemented carbides,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 41, pp. 12–21, 2013, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2013.01.008.
- [8] N. Lin, C. H. Wu, Y. H. He, and D. F. Zhang, “Effect of Mo and Co additions on the microstructure and properties of WC-TiC-Ni cemented carbides,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 30, no. 1, pp. 107–113, 2012, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2011.07.011
- [9] Z. Guo, J. Xiong, M. Yang, X. Song, and C. Jiang, “Effect of Mo2C on the microstructure and properties of WC-TiC-Ni cemented carbide,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 26, no. 6, pp. 601–605, 2008, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2008.01.007.
- [10] M.A.N. Ardila “Influência da natureza e topografia da superfície na microabrasão e microabrasão-corrosão”. Tese de doutorado em Engenharia Mecânica (tribologia). Universidade Federal de Uberlândia, 143p, 2017
- [11] R.I. Trezona, D.N. Allsopp, I.M. Hutchings “Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of the test conditions in the microscale abrasive wear test. *Wear*”. Vol. 225, pp. 205-214, 1999
- [12] Standard EN ISO 26424:2016 - Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) - Determination of the abrasion resistance of coatings by a micro-scale abrasion test
- [13] N.A.N Balbino, E.O. Correa, L.C. Valeriano; D.A. Amâncio “Microstructure and mechanical properties of 90WC-8Ni-2Mo2C cemented carbide developed by conventional powder metallurgy”. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 68, p.49-53, 2017, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.06.009
- [14] L. Espinosa; V. Bonache, M.D. Salvador “Friction and wear behaviour of WC-Co-Cr3C2-VC cemented carbides obtained. *Wear*, v. 272, p. 62–68, 2011, doi: 10.1016/j.wear.2011.07.012
- [15] R.C. Cozza “Effect of sliding distance on abrasive wear modes transition” *Journal of Materials Research and Technology*. vol. 4 (2), pp. 144-150, 2015, doi: 10.1016/j.jmrt.2014.10.007
- [16] P.J. Esteves “Estudo do efeito da distribuição granulométrica do abrasivo e da natureza do contracampo sobre a severidade do desgaste microabrasivo” *Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica (tribologia)*. Universidade Federal do Espírito Santo, 2018.
- [17] R.C. Cozza “Third abrasive wear mode: is it possible?” *Journal of Materials Research and Technology*. vol. 3 (2), pp. 191-193, 2014, doi: 10.1016/j.jmrt.2014.03.010