

AVALIAÇÃO COMPARATIVA DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE MICRO-ABRASIVO DOS METAIS DUROS WC-10 (Ni-Al) e WC-10 Co PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL

Alvaro Henrique Calazans Guedes ⁽¹⁾ (alvarocal94@gmail.com), Edmilson Otoni Correa ⁽¹⁾ (ecotoni@unifei.edu.br), Nathan Fantecelle Strey ⁽²⁾ (nathan.strey@ufes.br); Nádia Alves Nery Balbino ⁽¹⁾ (nadianery@unifei.edu.br)

⁽¹⁾ Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI); Instituto de Engenharia Mecânica

⁽²⁾ Universidade Federal do Espírito Santo (UFES); Departamento de Engenharia Mecânica

RESUMO: *O metal duro WC-Co é um dos materiais mais utilizados industrialmente para mitigar o desgaste abrasivo em equipamentos. Entretanto, a sua substituição é motivada pelo alto custo, alta toxicidade e baixa resistência à corrosão do cobalto. O objetivo deste trabalho foi comparar a resistência ao desgaste micro-abrasivo dos metais duros WC-10Co e WC-10 (Ni-Al). 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 micro-abrasivo. 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 micro-abrasão mostraram que o metal duro WC-10 (Ni-Al), apesar do maior percentual de porosidade, apresentou resistência ao desgaste micro-abrasivo superior ao metal duro WC-Co indicando que a adição de Al contribuiu significativamente para o aumento da resistência ao desgaste deste metal duro. Este resultado mostra também a viabilidade de utilização do metal duro WC-10 (Ni-Al) como substituto do WC-Co em aplicações envolvendo desgaste abrasivo.*

PALAVRAS-CHAVE: METAL DURO, CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL, DESGASTE MICROABRASIVO

COMPARATIVE EVALUATION OF THE MICRO-ABRASIVE WEAR OF THE HARDMETALS WC-10(Ni-Al) AND WC-10 Co PRODUCED BY CONVENTIONAL POWDER METALLURGY

ABSTRACT: *WC-Co carbide is one of the most used materials industrially to mitigate abrasive wear on equipment. However, its replacement is motivated by the high cost, high toxicity and low corrosion resistance of cobalt. The objective of this work was to compare the resistance to micro-abrasive wear of the WC-10Co and WC-10 (Ni-Al) hardmetals. The 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 micro-abrasive wear. The samples were characterized before and after the tests using scanning electron microscopy to identify the predominant wear mechanisms. The WC-10 (Ni-Al) hardmetal showed a similar microstructure to WC-Co, however, pores and binder islands were observed. The micro-abrasion tests showed that the WC 10(Ni-Al) hardmetal, despite the higher percentage of porosity, presented resistance to micro-abrasive wear superior to the WC-10Co hard metal, indicating that the addition of Al contributed significantly to increasing the wear resistance of this hard metal. This result also shows the feasibility of using WC-10 (Ni-Al) hardmetal as a substitute for WC-Co in applications involving abrasive wear.*

KEYWORDS: HARDMETALS, MICROSTRUCTURE, MICRO-ABRASIVE WEAR

1. INTRODUÇÃO

O desgaste abrasivo é um dos principais responsáveis por danos em equipamentos nas indústrias de mineração, cimento e carvão. A fim de mitigar estes danos, a busca por materiais com maior resistência ao desgaste combinada com uma maior resistência à corrosão e de maior custo benefício tem aumentado consideravelmente. Nesse sentido, o metal duro tem se destacado devido à sua excelente combinação de dureza a quente e tenacidade (Ishida *et al.*, 2011).

Além disso, esta característica do metal duro aliada ao seu relativo baixo custo, torna este material ideal para aplicações como: brocas de mineração e de perfuração de poços de petróleo, matrizes para conformação mecânica bem como diversos outros componentes que exigem uma boa resistência (Gupiong *et al.*, 2020), (Ren *et al.*, 2013), (Shi *et al.*, 2015), (Yang *et al.*, 2016), (Memarrashidi *et al.*, 2017), (Zhang *et al.*, 2017).

O comportamento ao desgaste abrasivo do metal duro é direta e principalmente relacionado à sua composição química e microestrutura. Por esse motivo e dependendo de cada aplicação específica, suas propriedades podem ser ajustados de acordo com o seu teor de ligante, tamanho da partícula de WC inicial, uso de inibidores de crescimento de grão, etc. A resistência ao desgaste abrasivo deste material geralmente aumenta com a redução do teor de ligante e com a diminuição do tamanho das partículas de WC (Espinosa *et al.*, 2011).

O metal duro mais utilizado industrialmente utiliza o cobalto (Co) como fase ligante por este apresentar elevada molhabilidade em relação ao WC (fase dura); o que garante boas propriedades mecânicas. No entanto, devido à sua baixa resistência à corrosão, escassez, alto custo e toxicidade, uma fase ligante alternativa tem sido pesquisada. (Chang *et al.*, 2015), (Phuong *et al.*, 2016), (Yang *et al.*, 2016).

Dentre as fases ligantes investigadas, o níquel tem se mostrado o mais adequado para substituir o cobalto. No entanto, como este elemento, na etapa de sinterização, dissolve quantidades menores de W e C do que o cobalto, as propriedades mecânicas do metal duro com ligante de Ni puro apresenta propriedades mecânicas inferiores, principalmente a dureza a quente. Devido a este fato, muitas vezes faz-se uso da adição de pequenas frações de elementos formadores de solução sólida no níquel tais como o Al, Ti, Nb, Cr, etc a fim de promover o endurecimento do ligante níquel no metal duro WC-Ni, atribuindo-lhe melhor combinação entre dureza e ductilidade (Guo, *et al.*, 2008), (Correa *et al.*, 2010), (Rong *et al.*, 2011); (Rong *et al.*, 2012), (Ren *et al.*, 2013), (Shi *et al.*, 2015). É importante ressaltar que a fase ligante de níquel endurecido por solução sólida, ainda sim mais dúctil do que o cobalto, pode reduzir a perda de partículas da fase dura (WC) durante o processo de desgaste abrasivo.

Portanto, este trabalho tem como objetivo estudar a influência da microestrutura na resistência ao desgaste micro-abrasivo do metal duro WC-10 (Ni-Al) e do metal duro WC-10 Co produzidos por metalurgia do pó convencional bem como comparar o desempenho de ambos os materiais a fim de identificar qual destes apresentará melhor desempenho quando submetidos ao desgaste micro-abrasivo.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

As composições em peso e a dureza dos metais duros estudados estão apresentadas na Tabela 1.

TABELA 1. Composição dos metais duros WC-10 Co e WC-10 (Ni-Al) (% em peso) e os valores dureza

Metal duro	WC	Co	Ni	Al	Dureza (HV)
WC-10Co	90	10	-	-	1385 ± 76
WC-10 (Ni-Al)	90	-	9,5	5	1280 ± 17

Fonte: Própria (2024).

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 ($2 a 6 \times 10^{-5}$ bar) a 1.460°C por 1 hora. As ligas foram retificadas e polidas com lixas e pasta diamantada.

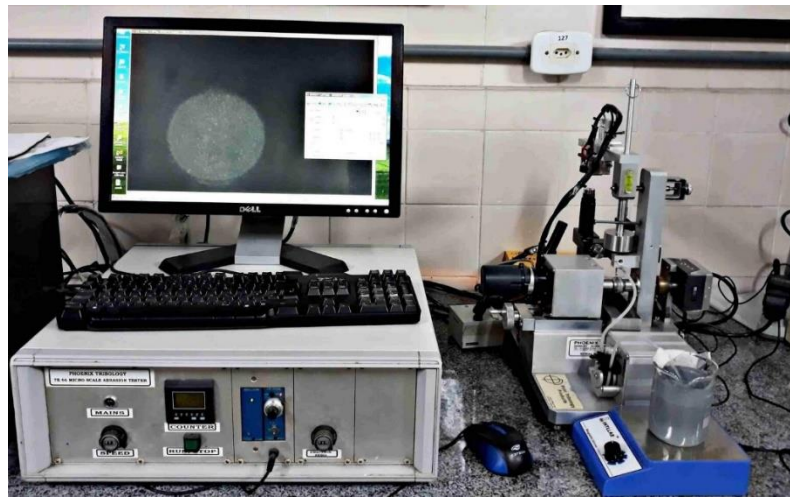
2.2. Caracterização Microestrutural

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 óptica após o ensaio foi realizada por um microscópio ótico vinculado (fixo) 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. Para a observação da microestrutura dos metais duros, as amostras foram atacadas com o reagente de Murakami por 15 segundos.

2.3. Ensaios de Micro-abrasão

Para realização dos ensaios de microabrasão foi utilizado o microabrasômetro Plint and Partners TE 66 do Laboratório TRICORRMAT construído segundo a configuração tribológica de esfera fixa da UFES (veja Figura 1).

FIGURA 1. Aparato utilizado no ensaio microabrasivo.



Fonte: Autor (2024).

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 (Ardila *et al.*, 2017). 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.*, 1999) 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 utilizados nos ensaios

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

Fonte: Autor (2024).

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 micro-abrasão

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 1071-6, 2007).

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

Onde:

V é o volume perdido pelo desgaste (mm^3);

b é o diâmetro da cratera (mm);

R é o raio da esfera (mm)

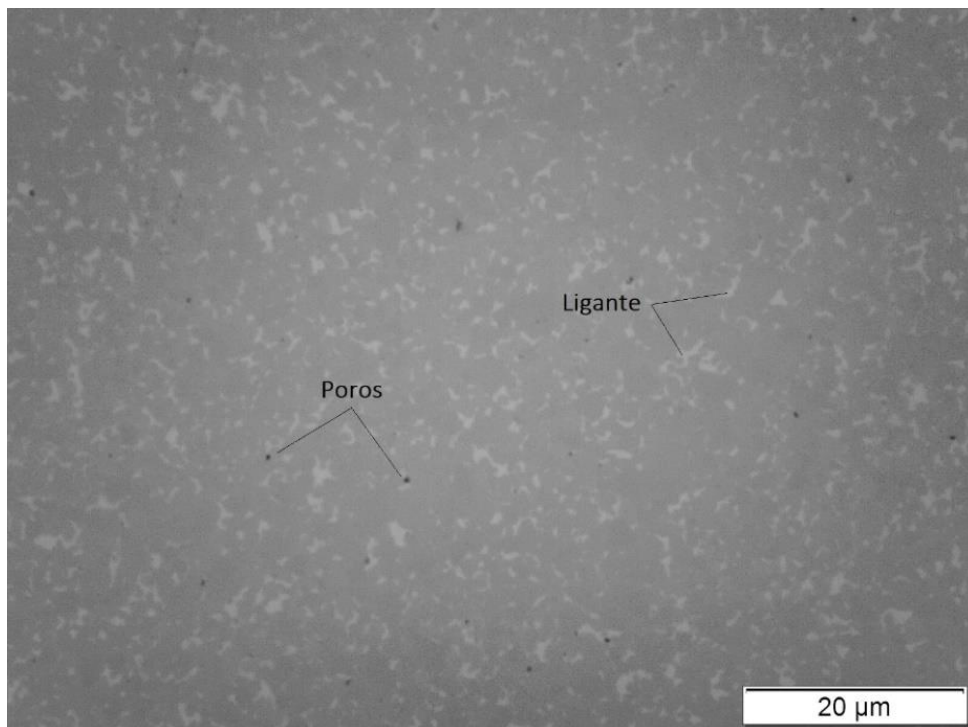
3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Caracterização microestrutural antes dos ensaios de micro-abrasão

As Figuras 2 e 3 mostram as microestruturas antes e depois do ataque químico do metal duro WC-10Co, respectivamente. Nota-se pela Figura 2, a presença de pequenos poros uniformemente distribuídos na matriz. Nota-se também uma distribuição homogênea da fase ligante (pontos claros) durante a sinterização, sem a presença 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).

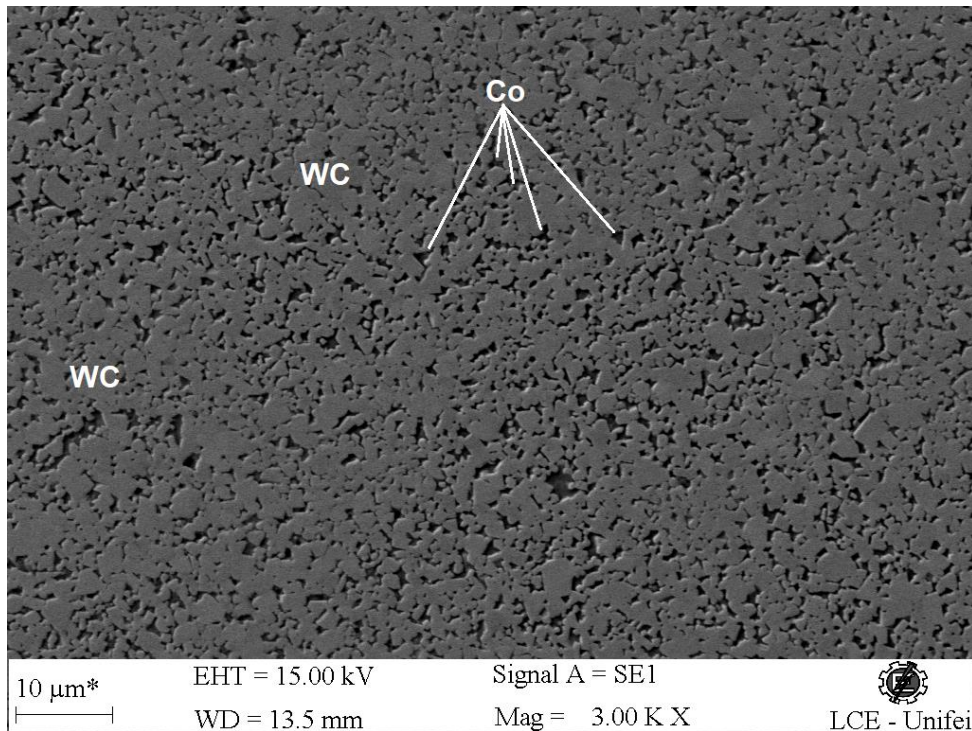
As figuras 4 e 5 mostram as microestruturas antes e depois do ataque do metal duro WC-10 (Ni-Al), respectivamente. Diferentemente do observado para o metal duro WC-10Co, a Figura 4 mostra que a distribuição do ligante foi menos uniforme durante a sinterização; o que causou a presença de ilhas de ligante e a presença de poros mais largos. Isto se deve a menor molhabilidade do Ni na fase dura e ao menor tempo de presença do ligante como fase líquida neste metal duro. No entanto, embora as ilhas de ligante na microestrutura tendem a levar à uma diminuição das propriedades mecânicas, estas podem contribuir para uma maior tenacidade do conjunto (ligante - fase dura) e evitar o arrancamento das partículas duras durante o desgaste abrasivo. Após o ataque (Figura 5) nota-se claramente a presença de partículas da fase dura maiores devido ao fenômeno de crescimento de grão mais acentuado no metal duro WC-10 (Ni-Al).

FIGURA 2. Micrografia do metal duro WC- 10 Co sem ataque químico. Nota-se uma distribuição uniforme do ligante e pequenos poros



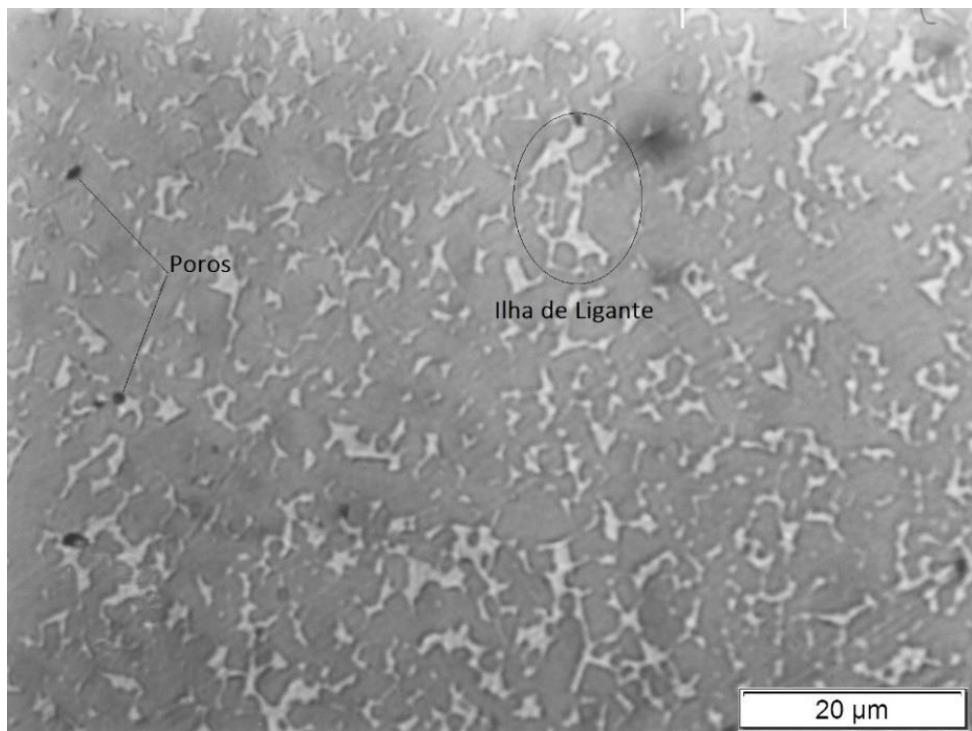
Fonte: Autor (2024).

FIGURA 3. Micrografia do metal duro WC-10 Co após ataque químico.



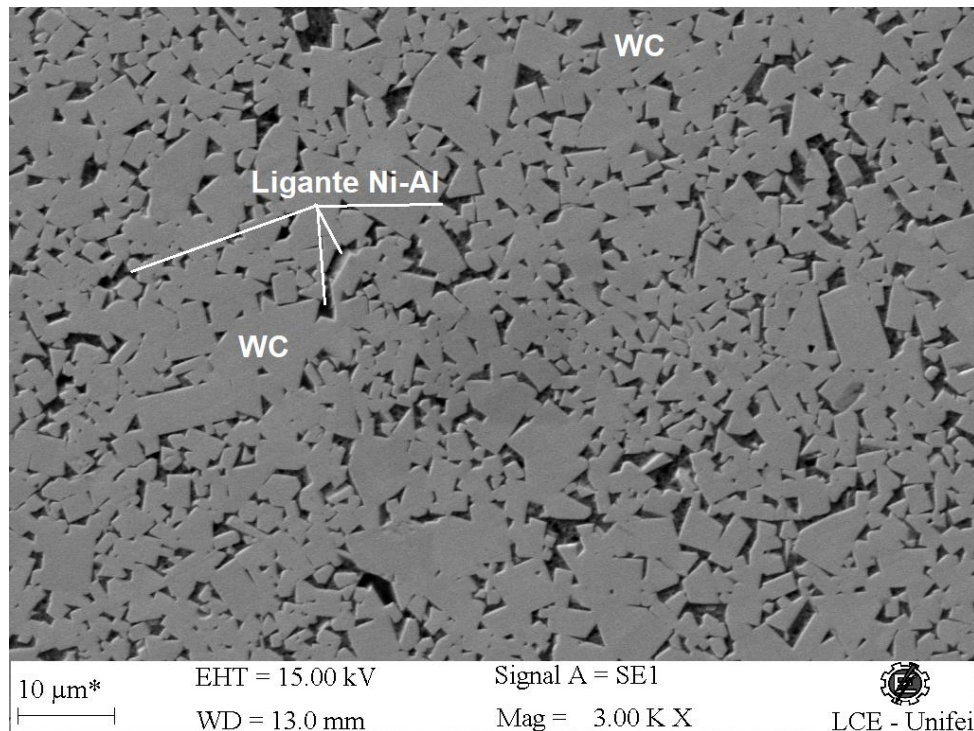
Fonte: Autor (2024).

FIGURA 4. Micrografia do metal duro WC-10 (Ni-Al) sem ataque químico. Nota-se claramente as ilhas de ligante e a presença de poros mais largos do que no metal duro WC-10Co



Fonte: Autor (2024).

FIGURA 5. Micrografia do metal duro WC-10 (Ni-Al) após ataque químico. Nota-se as partículas de WC mais largas e mais poligonais em relação ao metal duro WC-10 Co



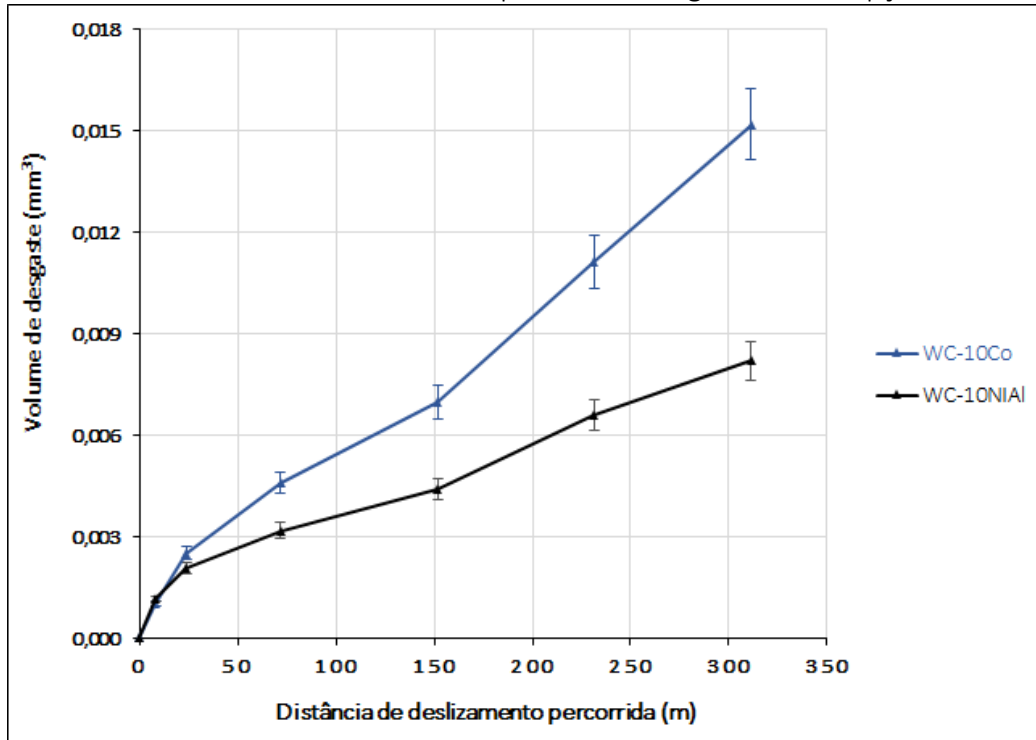
Fonte: Autor (2024).

3.2. Ensaios de micro-abrasão

A fim de verificar a resistência ao desgaste microabrasivo do metal duro WC-10 (Ni-Al) e comparar com a resistência do metal duro convencional WC-10 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 partículas de desgaste (*debris*) 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 (Espinosa et al, 2011).

FIGURA 6. Volume de material perdido ao longo das interrupções.



Fonte: Autor (2024).

Pode-se notar também que o metal duro WC-10 (Ni-Al) apresentou uma resistência ao desgaste microabrasivo significativamente maior do que o metal duro convencional WC-10Co. Uma possível explicação para isto é que o ligante Ni-Al, mais dúctil, apresenta uma maior quantidade de microdeformações plásticas do que o ligante de cobalto durante o desgaste microabrasivo. Tais microdeformações plásticas, por sua vez, geram um maior alívio de tensão entre a fase dura e o ligante evitando o arrancamento abrupto da fase dura WC da matriz e reduzindo a ação de mecanismos mais severos de desgaste como a micro-usinagem (Grathwohl *et al.*, 1974); (Correa *et al.*, 2011).

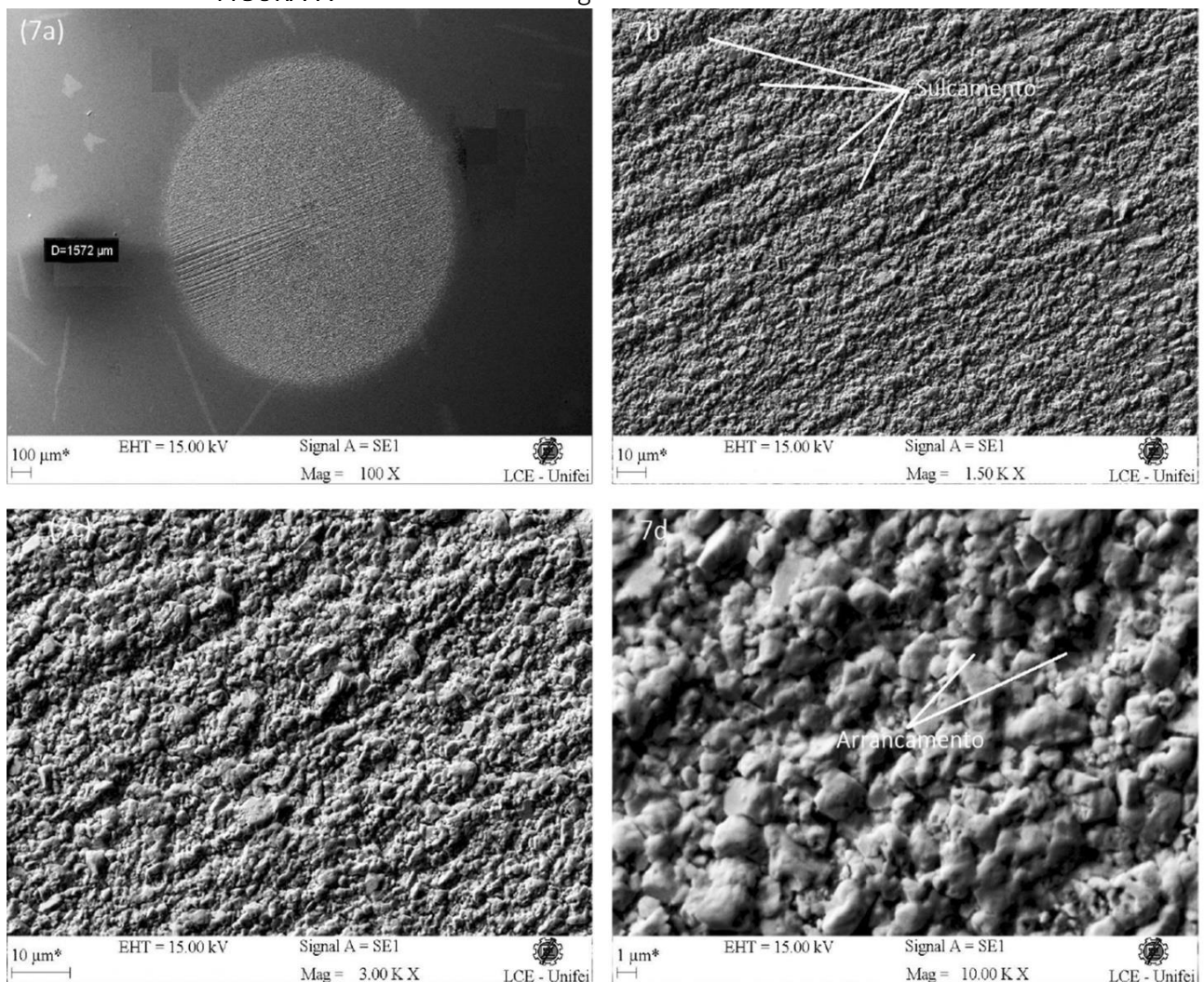
Uma outra explicação possível para a maior resistência ao desgaste abrasivo do metal duro WC-10 (NiAl), apesar de sua porosidade mais grosseira, foi a presença das ilhas de ligante. Devido a diferenças de durezas, o desgaste da fase ligante é mais rápido que a fase dura (Shipway *et al.*, 2005). Como estas ilhas de ligantes (acúmulo de ligante) possuem uma espessura maior e proporcionam um livre caminho médio (λ) entre as partículas de WC maior (veja Figs. 4 e 5), somente quando estas ilhas são removidas pelas partículas abrasivas, produzindo sulcos mais profundos (veja as Figs 7d e 8d), é que ocorre o arrancamento (descolamento) das partículas de WC (Vilhena *et al.*, 2016). Finalmente, um último fator que pode ter contribuído para a maior resistência ao desgaste do metal duro WC-10 (NiAl) é o maior crescimento das partículas de WC durante a sinterização (veja Fig. 6) Estas partículas de WC maiores,

além de restringir o acesso das partículas abrasivas à fase ligante, tendem a ser mais resistentes ao arrancamento por partículas abrasivas menores (*pull-out*) (Vilhena *et al.*, 2016); (Wang *et al.*, 2019)

3.2.1 Micro-mecanismos de desgaste

A Figura 7a mostra a cratera do metal duro 90WC-10Co produzida durante o desgaste cujo diâmetro (1572 μm) é maior em relação ao diâmetro da cratera do metal duro WC-10 (NiAl) (Fig. 8a) indicando uma menor resistência ao desgaste. Pode-se notar claramente a presença de vários sulcos (Fig. 7b e 7c) e, em menor grau, arrancamento de partículas da fase dura (7d). Além disso, nota-se também um arredondamento das partículas duras (figs. 7c e 7d) devido ao micropolimento, resultando numa condição de desgaste mais uniforme ao longo da região de análise. Assim, os mecanismos mais atuantes identificados são o sulcamento, o micropolimento e, em menor grau, o arrancamento de partículas de WC da matriz. Dada a distribuição do ligante mais homogênea, não se observou de forma significativa a remoção do ligante de Co da superfície da amostra.

FIGURA 7. Mecanismos de desgaste observados no metal duro WC-10Co



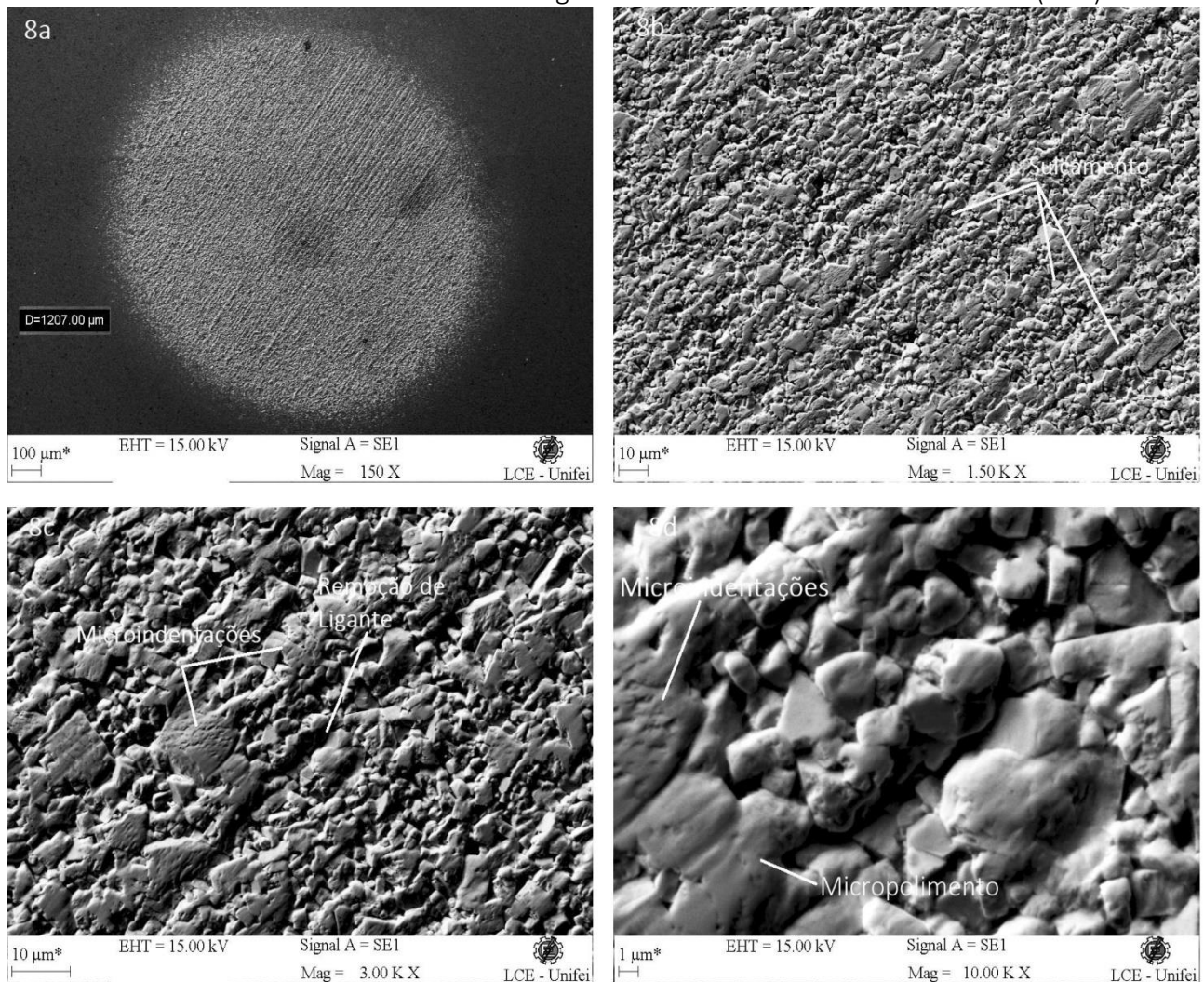
Fonte: Autor (2024).

A Figura 8a mostra a cratera do metal duro 90WC-10 (NiAl)Co produzida durante o desgaste cujo diâmetro foi de 1207 μm . Pode-se notar claramente a presença de vários sulcos (Fig. 8b), microindentações nas partículas da fase dura (Figs 8c e 8d). Cabe ressaltar que a microindentação ocorre quando a partícula abrasiva toca a superfície com uma determinada carga sem se deslizar, gerando deforma o plástica localizada. Desta forma, a perda de volume se dá somente quando ocorrem várias deforma es simultâneas (Da Silva *et al.*, 2011).

Diferentemente do metal duro WC-Co, houve desgaste por remo o de ligante; o que produziu em alguns pontos sulcos mais profundos do que aqueles observados no metal duro WC-10Co. No entanto, não há evidências de arrancamento de partícula dura sugerindo que o ligante de NiAl (mais tenaz) conseguiu reter estas partículas na matriz por mais tempo.

Além disso, nota-se também claramente a superfície mais lisa e o arredondamento das partículas duras (Figs. 8c e 8d) devido ao mecanismo de micropolimento que, como mencionado anteriormente, resulta numa condi o de desgaste mais uniforme ao longo da região de análise. Assim, os mecanismos mais atuantes identificados são o sulcamento, principalmente pela remo o de ligante, a microindenta o e o micropolimento.

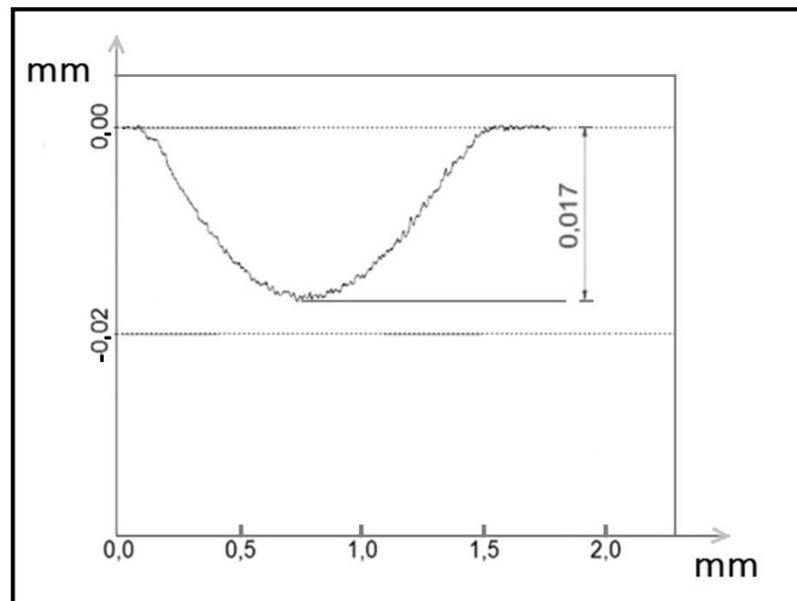
FIGURA 8. Mecanismos de desgaste observados no metal duro WC-10 (NiAl)



Fonte: Autor (2024).

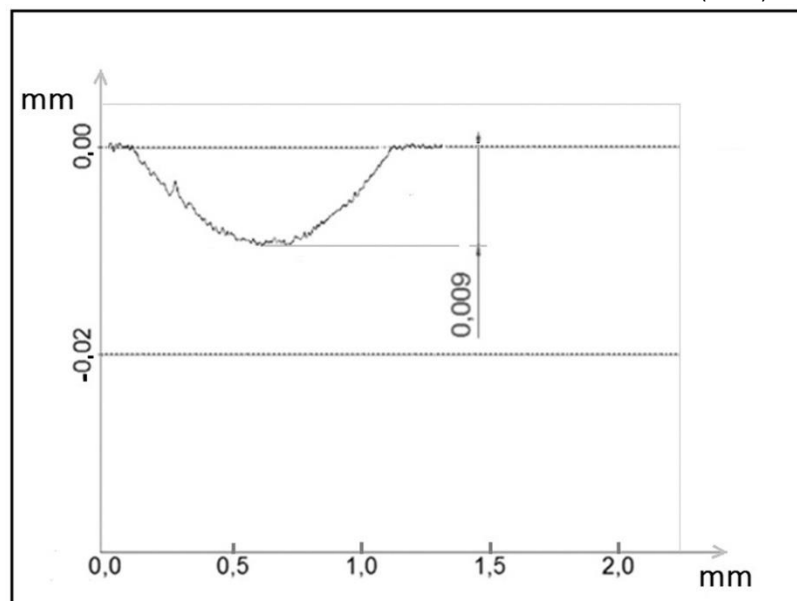
As figuras 9 e 10 mostram os perfis da seção transversal das crateras representativas dos metais duros WC-10Co e WC-10 (NiAl), respectivamente. Como pode ser observado as crateras e ambos os metais duros parecem obedecer o formato de “bola” indicando que ocorreu uma transição relativamente suave do micro-desgaste entre a partícula dura e a fase ligante. Este comportamento semelhante em ambos os metais duros pode ser atribuído ao coeficiente de atrito muito próximos destes materiais haja vista que possuem microestruturas bem semelhantes e ausência de acúmulo de materiais nas bordas da cratera (*pile-up*); 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-10Co



Fonte: Autor (2024).

FIGURA 10. Perfil da cratera do Metal duro WC-10 (NiAl)



Fonte: Autor (2024).

A partir das Figuras, observam-se também picos de rugosidade ao longo de toda a curvatura, sendo estes um pouco mais acentuados nas extremidades das crateras, o que pode indicar a posição e profundidade do microsulcamento (riscamento). Estes picos também foram observados em estudos anteriores por (Cozza, 2015), (Esteves, 2018) e se trata da rugosidade superficial formada pelo desgaste abrasivo. O perfil de desgaste do metal duro WC-10 (NiAl) (Fig. 10) mostra um pico de rugosidade, na extremidade direita, com amplitude mais elevada em relação aos outros. De acordo com (Cozza, 2014), 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 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-10 (NiAl) apresentou uma resistência ao desgaste microabrasivo significativamente melhor quando comparado com o metal duro convencional WC-10Co. Isto pode ser atribuído a maior ductilidade (tenacidade) do ligante de NiAl e à presença de ilhas de ligante que minimizaram o arrancamento das partículas de WC (fase dura) e, conseqüentemente, o evitaram o aparecimento de mecanismos mais severos de desgaste como a micro-usinagem neste metal duro durante o ensaio de microabrasão. Por outro lado, o arrancamento de partículas da fase dura foi observado no metal duro WC-10Co. Além disso, um outro fator que pode ter contribuído para a maior resistência ao desgaste do metal duro WC-10 (NiAl) é o maior crescimento das partículas de WC durante a sinterização.

Os mecanismos de desgaste predominantes no metal duro WC-10Co foram o microsulcamento (riscamento), arrancamento de partículas da fase dura, micropolimento e, em menor grau, a remoção de ligante. Com relação ao metal duro WC-10 (NiAl), os mecanismos de desgaste predominantes foram o microsulcamento (riscamento), micropolimento e remoção do ligante.

REFERÊNCIAS

- ARDILA, M.A.N. 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
- CHANG, S.; CHANG, M.; HUANG, K. Study on the sintered characteristics and properties of nanostructured WC- 15 wt% (Fe-Ni-Co) and WC-15 wt% Co hard metal alloys. Journal of Alloys and Compounds. V. 649, pp. 89-95, 2015
- CORREA, E. O.; SANTOS, J. N.; KLEIN, A. N. Microstructure and mechanical properties of WC Ni-Si based cemented carbides developed by powder metallurgy. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials, v. 28, pp. 572-575, 2010

COZZA, R.C. Third abrasive wear mode: is it possible?. Journal of Materials Research and Technology. vol. 3 (2), pp. 191-193, 2014.

COZZA, R.C. Effect of sliding distance on abrasive wear modes transition. Journal of Materials Research and Technology. vol. 4 (2), pp. 144-150, 2015

DA SILVA, W.M., COSTA, H.L., DE MELLO, J.D.B. Transitions in abrasive wear mechanisms: effect of the superimposition of interactions. Wear. Vol. 271, pp. 977-986, 2011

ESPINOSA, L.; BONACHE, V.; SALVADOR, M.D. Friction and wear behaviour of WC-Co-Cr₃C₂-VC cemented carbides obtained. Wear, v. 272, p. 62-68, 2011

GRATHWOHL, G., WARREN, R. The effect of cobalt content on the microstructure of liquid-phase sintered TaC Co alloys. Materials Science and Engineering, v. 14(1), pp. 55-65, 1974.

CORREA, E. O.; SANTOS, J. N.; KLEIN, A. N. Microstructure and mechanical properties of WC-Ni-Al based cemented carbides developed for engineering applications. Int. Journal of Materials Research, v. 102, pp. 1369-1373, 2011

SHIPWAY, P.H., HOGG, J.J. Dependence of microscale abrasion mechanisms of WC-Co hardmetals on abrasive type. Wear, vol. 259, pp. 44-51, 2005

VILHENA, L.M., FERNANDES, C.M., SOARES, E., SACRAMENTO, J., SENOS, A.M.R., RAMALHO, A. Abrasive wear resistance of WC-Co and WC-AISI 304 composites by ball cratering method. Wear. Vol. 346, pp. 99-107, 2016.

WANG, H., GEE, M., QIU, Q., ZHANG, H., LIU, X., NIE, H., SONG, X., NIE, Z. Grain size effect on wear resistance of WC-Co cemented carbides under diferente tribological conditions. Journal of Materials Science & Technology, vol. 35, pp. 2435-2446, 2019.

ESTEVES, P.J. Estudo do efeito da distribuição granulométrica do abrasivo e da natureza do contra-corpo sobre a severidade do desgaste microabrasivo. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica (tribologia). Universidade Federal do Espírito Santo, p., 2018.

GUO, S.; BAO, R.; YANG, J.; CHEN, H.; YI, J. 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 (4), pp. 1-10, 2017

GUPIONG, L.; YINGBIAL, P.; LIANWU, Y; TAO, X., JIANZHAN, L.; FENGHUA, K. Effect of Cr concentration on the microstructure e properties of WC-Ni cemented carbides. Journal of Refractory Metals and Hard Materials, v. 9 (1), pp. 902-907, 2020

ISHIDA, T.; MORIGUCHI, H.; IKEGAYA, A. Development of cemented carbide tool of reduced rare metal usage. SEI Technical Review, v. 73, pp. 52, 2011.

MEMARRACHIDI, Z.; PLUCKNETT, K. P. The influence of Ni₃Al binder content on the aqueous corrosion response of TiC and Ti(C,N) cermets. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 64, pp. 113–121, 2017

PHUONG, D.D.; TRINH, P.V.; DUONG, L.V. CHUNG, L.D. Influence of sintering temperature on microstructure and mechanical properties of WC-8Ni cemented carbide produced by vacuum sintering. *Ceramics International*, v. 42, pp. 14937–14943, 2016

REN, X.; PENG, Z.; Fu, Z.; WANG, C.; QI, L.; MIAO, H. Effect of SiC nano-whisker addition on WC–Ni based cemented carbides fabricated by hot-press sintering. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 36, pp. 294–299, 2013

RONG, H., PENG, Z., REN, X., WANG, C., FU, Z., QI, L., MIAO, H. Microstructure and mechanical properties of ultrafine WC–Ni–VC–TaC–cBN. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 29, p. 733–738. 2011

RONG, H., PENG, Z., REN, X., WANG, C., FU, Z., QI, L., MIAO, H. Ultrafine WC–Ni cemented carbides fabricated by spark plasma sintering. *Materials Science and Engineering A*, v. 532, p. 543–547, 2012

SHI, K.; ZHOU, K.; KI, Z.; ZHANG, D.; ZAN, X. Microstructure and formation process of Ni-pool defect in WC–8Ni cemented carbides. *Transactions of Nonferrous Metals Society China*, v. 25, pp. 873–878, 2015

TREZONA, R.I., ALLSOPP, D.N., HUTCHINGS, I.M. 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.

ZHANG, F.G.; ZHU, X.P.; LEI, M.K. Surface characterization and tribological properties of WC-Ni cemented carbide irradiated by high intensity pulsed electron beam. *Vacuum*, v. 137, pp. 119-124, 2017

YANG, Q.; YANG, J.; YANG, H; RUAN, J. The effects of fine WC contents and temperature on the microstructure and mechanical properties of inhomogeneous WC-(fine WC-Co) cemented carbides. *Ceramics International*, v. 42 (16), pp. 18100–18107, 2016

AGRADECIMENTOS

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

DECLARAÇÃO DE RESPONSABILIDADE

Os autores são os únicos responsáveis por este trabalho.