

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DOS METAIS DUROS WC-10CO E WC-8NI-2CR₂C₃ PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL

Livio de Carvalho Valeriano, liviovaleriano@yahoo.com.br¹
Edmilson Otoni Correa, ecotoni@unifei.edu.br¹

¹Universidade Federal de Itajubá, Av. BPS, 1303, Caixa Postal 50, Itajubá, Minas Gerais 37500-903

Resumo: Os metais duros são materiais compósitos metal-cerâmica que apresentam uma combinação única de elevada dureza, resistência ao desgaste e boa tenacidade à fratura, encontrando diversas aplicações de engenharia, tais como: ferramentas para usinagem, corte industrial, moldes, matrizes de conformação, indústrias de minério e de petróleo. O cobalto é o ligante mais utilizado na produção de metais duros convencionais WC-Co, porém, fatores econômicos e de saúde tem motivado a busca por novas alternativas visando à substituição total ou parcial do cobalto por outros elementos como fase ligante. O níquel, uma das alternativas ao Co como ligante, proporciona excelente resistência à corrosão e à oxidação aos metais duros, embora a sua utilização resulte em uma diminuição da dureza e da resistência mecânica. Para superar essa deficiência, tem sido estudada a adição de pequenas quantidades de carbonetos, que promovam o endurecimento do níquel por solução sólida. O objetivo desse trabalho foi avaliar a influência da microestrutura no comportamento mecânico e de desgaste dos metais duros WC-10Co e WC-8Ni-2Cr₂C₃ produzidos pela metalurgia do pó convencional. Os pós foram misturados por 80 horas e sinterizados a 1460°C. A caracterização microestrutural dos corpos de prova sinterizados foi feita pelas técnicas de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de difração de Raios X (DRX). A dureza Vickers foi medida de acordo a norma ASTM C1327-08. Os ensaios de desgaste foram realizados seguindo a norma ASTM G99 em um tribômetro do tipo pino sobre disco utilizando uma carga (força normal) de 10 N, velocidade linear de 5,0 cm/s (~345 rpm), raio da pista de desgaste de 3,0 mm e distância total de 20.000 voltas. Resultados da caracterização microestrutural mostraram principalmente a ausência de grafita livre e frações muito baixas da fase eta na microestrutura de ambos os metais duros e uma maior porosidade no metal duro WC-Ni-Cr₂C₃. Ensaios de dureza mostraram uma dureza inferior do metal duro WC-Ni-Cr₂C₃ devido principalmente à maior presença de poros nesta liga, à maior tenacidade e menor molhabilidade do níquel nas partículas de WC. Os testes de desgaste indicaram que o desgaste adesivo a 2 corpos foi predominante no metal duro WC-Co, enquanto que no metal duro WC-Ni-Cr₂C₃ foi o desgaste a 3 corpos tendo como mecanismo principal a microusinagem. Os testes indicaram também que mesmo apresentando uma maior porosidade e um mecanismo de desgaste mais severo, o metal duro WC-Ni-Cr₂C₃ apresentou uma resistência ao desgaste não muito inferior àquela apresentada pelo metal duro WC-Co convencional.

Palavras-chave: Metais duros, microestrutura, dureza, resistência ao desgaste

1. INTRODUÇÃO

Em diversos ramos industriais, os desgastes abrasivo e adesivo são, na maioria das vezes, os principais responsáveis por danos em equipamentos. 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. Dentre estes materiais, se destacam o metal duro. Este compósito metal-cerâmica compõe uma classe de materiais que apresenta uma combinação única de elevada dureza e boa tenacidade à fratura, alto módulo de elasticidade, excelente resistência ao desgaste e à compressão, proporcionando grande versatilidade para aplicações na engenharia. Tal característica faz com que este compósito represente, atualmente, cerca de 75% do mercado de ferramentas de corte, com um volume anual de vendas de componentes e ferramentas avaliado em mais de 20 bilhões de euros por ano (Ishida *et al.*, 2011).

Além disso, dada a sua excelente combinação de dureza a quente e tenacidade aliado a um relativo baixo custo, estes materiais se tornam ideais 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 (Kai-hua *et al.*, 2013; Ren *et al.*, 2013; Shi *et al.*, 2015; Yang, 2016; Memarrashidi *et al.*, 2017; Zhang *et al.*, 2017).

O comportamento ao desgaste 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 ajustadas de acordo com o seu teor de ligante, tamanho e qualidade do pó inicial, técnicas de consolidação e uso de inibidores de crescimento de grão. A resistência ao desgaste destes materiais geralmente aumenta pela redução do teor de ligante e com a diminuição do tamanho dos grãos (Espinosa *et al.*, 2011).

Os metais duros mais utilizados na indústria são formados principalmente pelo cobalto (fase ligante) e por partículas de carboneto de tungstênio (fase dura). No entanto, a escassez e toxicidade do cobalto aliada à baixa resistência à corrosão e tenacidade inferior destes metais duros convencionais WC-Co restringem a sua utilização em muitas aplicações (Chang *et al.*, 2015; Phuong *et al.*, 2016; Yang *et al.*, 2016; Trinh *et al.*, 2016).

Dentre os metais investigados, o níquel tem se mostrado o mais adequado para substituir o cobalto como fase ligante. No entanto, como este elemento, na etapa de sinterização, dissolve quantidades menores de W e C do que o cobalto durante o resfriamento, 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 um segundo carboneto (Mo₂C, TiC, Cr₂C₃) no metal duro WC-Ni a fim de promover o endurecimento do níquel por solução sólida, atribuindo-lhe melhores propriedades (Cheburaeva *et al.*, 1992; 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 adição de carbonetos pode alterar a estrutura granular nos metais duros baseados em WC, levando a diferentes características de desgaste. Após décadas de pesquisa, sabe-se que variando a quantidade de carboneto e de ligante metálico as propriedades mecânicas são fortemente afetadas. Com uma maior proporção de ligante, normalmente obtêm-se um produto mais dúctil e tenaz, enquanto que composições com menor teor de ligante são mais duras e mais resistentes ao desgaste (Yung *et al.*, 2016). Segundo estes pesquisadores, o níquel é mais dúctil do que o cobalto, o que pode reduzir a perda de grãos da fase dura (WC) durante o processo de desgaste da fase ligante.

Portanto, este trabalho tem como objetivo estudar a influência da microestrutura na resistência ao desgaste e na dureza do metal duro WC-Co (convencional) e do metal duro WC-8Ni-2Cr₂C₃ produzidos por metalurgia do pó convencional.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A composição das amostras estudadas é 90%WC+10%Co e 90%WC + 8%Ni + 2% Cr₃C₂ em peso, produzidas a partir dos seguintes pós:

- pó de carboneto de tungstênio (WC) com tamanho médio de partícula 2,5 µm;
- pó de cobalto (Co) com tamanho médio de partícula 4,0 µm;
- pó de níquel carbonila com tamanho médio de partícula 4,0 µm;
- pó de carbono com tamanho de partícula de 2 µm a 3 µm; e
- pó de carboneto de cromo com pureza de 99% e tamanho de partícula de 2 µm a 3 µm.

Após serem pesados nas frações desejadas, os pós foram misturados durante 80 horas, sob atmosfera de heptano, em moinho de bolas, revestidos de metal duro. Durante esta etapa foi adicionado 1,75% de parafina como lubrificante.

A compactação da mistura foi efetuada em matriz de aço tipo flutuante. Em seguida, iniciou-se o ciclo de sinterização. Primeiramente, foi realizada a remoção da parafina através de um aquecimento lento (10°C/min - 20°C/min) até aproximadamente 500°C, em fluxo de hidrogênio. Após 1 hora na temperatura de 500°C, aumentou-se a temperatura para 750°C, que foi mantida por 30 minutos para que ocorresse a pré-sinterização. As amostras, já na geometria desejada, foram finalmente sinterizadas em 1.460°C por 1 hora, em um forno a vácuo (2 x 10⁻⁵ bar a 6 x 10⁻⁵ bar).

O ensaio de dureza Vickers foi feito em um durômetro HV-1000 da marca Digimess, com carga de 1,0 kgf (9,8 N), realizando-se 10 medidas em cada amostra, acordo a norma ASTM C1327-08.

A densidade aparente de cada amostra foi determinada pelo método de Arquimedes, por imersão das amostras em água, de acordo a norma ASTM B962-15, com o auxílio de uma balança analítica da marca Shimadzu e modelo AY220.

A caracterização microestrutural das amostras foi feita com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo EVO MA 15 da marca ZEISS e um difratômetro de raios X modelo X'Pert PRO da marca PANalytical.

Os testes de desgaste foram realizados seguindo a norma ASTM G99 em um tribômetro do tipo pino sobre disco utilizando uma carga (força normal) de 10 N, velocidade linear de 5,0 cm/s (~345 rpm), raio da pista de desgaste de 1,4 mm e distância total de 20.000 voltas. O par tribológico é formado pelos metais duros e uma esfera de alumina de 3 mm de diâmetro. O equipamento utilizado nos ensaios tribológicos deste trabalho foi o CSM45 Instruments Pin-on-disk Tribometer, SN 18-313, controlado por computador.

2.1 . Cálculo do desgaste

A equação 1 para o cálculo da taxa de desgaste só é válida para pinos esféricos e, ainda, assumindo que não há desgaste significativo do pino.

$$K = \frac{V_p}{NL} = \frac{V_p}{N2\pi Rn} \quad (1)$$

Onde:

V_p é o volume perdido pelo desgaste (mm^3);
 N é a carga normal aplicada (N);
 L é a distância total (m);
 R é o raio da pista de desgaste (mm);
 n é o número de revoluções.

O volume perdido pelo desgaste é calculado segundo a equação 2:

$$V_p = 2\pi R[r^2 \sin^{-1}(d/2r) - (d/4)\sqrt{(4r^2 - d^2)}] \quad (2)$$

Onde:

R é o raio da pista de desgaste (mm);
 r é o raio da esfera (mm);
 d é a largura da pista (mm).

A largura da pista foi medida em um microscópio tridimensional óptico com escala calibrada da marca OGP, modelo 250 utilizando o software MeasureMind Plus.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Fig. 1 mostra a microestrutura do metal duro WC-10Co estudada e pode ser observado que é similar aos metais duros tradicionais, caracterizada por uma distribuição uniforme de Co (ligante). Esta distribuição uniforme sem praticamente a presença de ilhas de ligante se deve em grande parte à formação da fase líquida de Co durante a sinterização, que aumenta a solubilidade em WC, bem como a ação da capilaridade da fase líquida entre os poros durante o estágio de rearranjo secundário da sinterização. A relação entre a solubilidade e a molhabilidade do WC e do ligante são fatores importantes para facilitar a boa distribuição do ligante entre os grãos de WC (Genga et al., 2013). Os grãos de WC apresentam coloração cinza claro, enquanto que, a fase escura é o ligante de Co, conforme pode ser visto nas Figs.

Pode ser notado também grãos de WC com formato facetado, embebidos na matriz de ligante Co e o fenômeno de crescimento de grãos de WC.

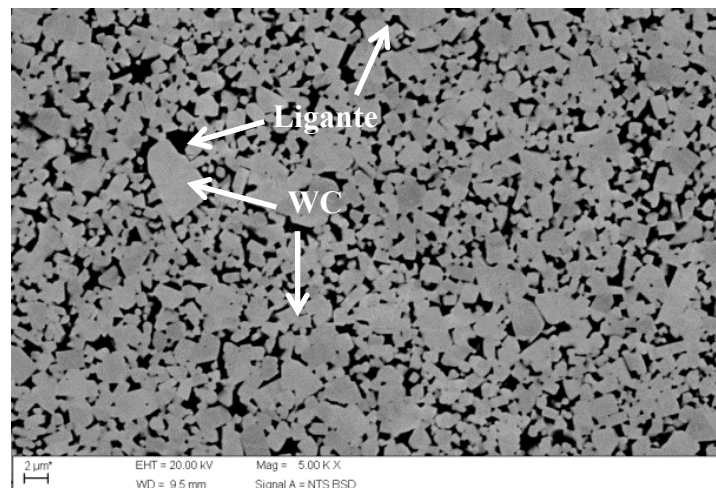


Figura 1. Imagem MEV do metal duro WC-10Co

A figura 2 mostra a microestrutura do metal duro WC-8Ni-2Cr₂C₃. Pela figura pode ser observado a presença de algumas ilhas de ligante e, principalmente de poros. Essas ilhas de ligante são regiões de acúmulo de ligante, indicando uma baixa uniformidade de distribuição do mesmo na microestrutura, quando comparado com a observada no metal duro correspondente tendo o cobalto como ligante.

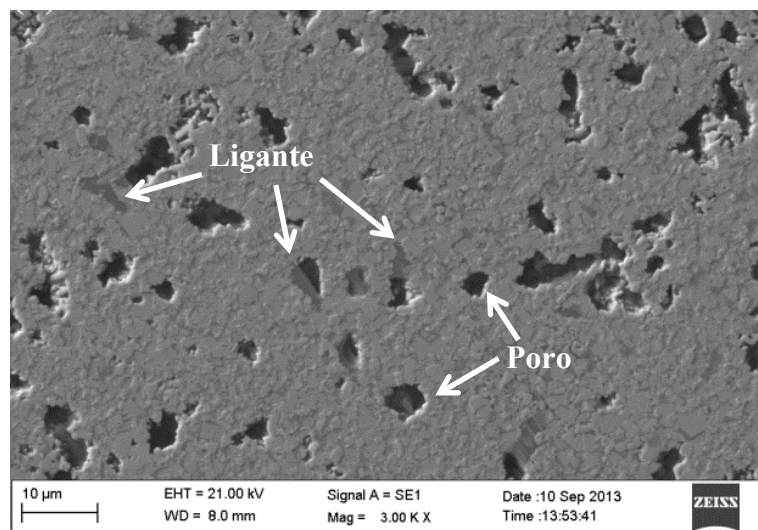


Figura 2. Imagem MEV do metal duro WC-8Ni- 2 Cr₂C₃

Análises de DRX mostradas na Fig. 3, identificaram na microestrutura de ambos os metais duros uma pequena presença da fase frágil “eta” e a ausência grafita (carbono) livre e de Cr₂C₃ livre, indicando que o Cr se dissolveu no ligante de Ni formando uma solução sólida e que não houve supersaturação do carbono; o que contribuiu para a presença de fase “eta” em frações volumétricas bem pequenas.

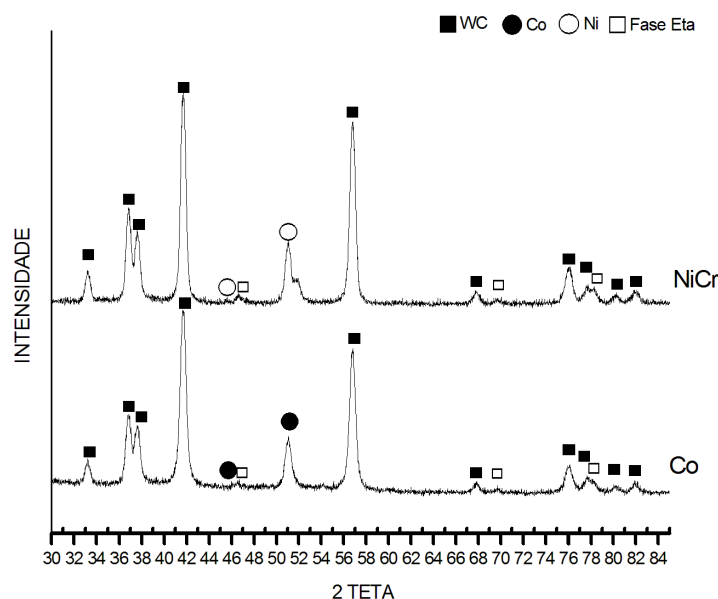


Figura 1. Difratograma de raios X dos metais duros estudados

Contudo, a presença de poros é prejudicial para as propriedades mecânicas dos materiais, diminuindo a dureza, a resistência à ruptura por flexão e a resistência ao desgaste. Na figura 2 a porosidade está distribuída de forma uniforme na microestrutura, o que é conveniente uma vez que a concentração de poros em uma região pode ser um ponto de início de fratura do material (Correa et al, 2010; Rong et al, 2011).

De fato, os valores de densidade de ambos os metais duros mostrados na Tab. 1 corroboram com as microestruturas mostradas e indicam uma baixa densificação e maior porosidade do metal duro WC-8 Ni-2Cr₂C₃. Esta baixa densificação pode ser atribuída ao menor tempo de duração da fase líquida transiente de Ni/Cr₂C₃ durante a sinterização. De acordo com resultados obtidos por Banerjee et al, 2007, a densidade relativa do metal duro WC-10Ni sem a adição de Cr₂C₃ é de 98 %. Assim, fica evidente que a adição de 2% de Cr₂C₃ foi prejudicial para a densificação do metal duro WC-8Ni-2Cr₂C₃, o que está de acordo com os trabalhos de Sun, *et al.*, 2008; Sun, *et al.*, 2011; Lin, *et al.*, 2012 e Guo, *et al.*, 2008.

Outros fatores que podem explicar a baixa densificação e maior porosidade do metal duro com ligante Ni/Cr₂C₃ é que o carboneto de cromo é um inibidor de crescimento de grãos de WC, fazendo com que a dissolução e reprecipitação de WC no ligante seja insuficiente, reduzindo dessa forma o efeito da contração, influenciando negativamente na

densificação (Santos, 1990). Também, com a substituição de parte do Ni por Cr_2C_3 , há um aumento do teor de carbono estequiométrico, devido a uma grande diferença entre as densidades carbono e do WC, o que causa o aumento na porosidade da amostra (Taheri-Nassaj et al, 2003).

Tabela 1. Densidade aparente e densidade relativa dos metais duros.

Metal duro	Densidade aparente (g/cm^3)	Densidade relativa (%)
WC-Co	14,4828	99,20
WC-NiCr	13,0122	90,80

A Tabela 2 apresenta os valores obtidos para a microdureza Vickers das amostras confirmando a influência negativa da porosidade na dureza do metal duro com ligante de Ni/ Cr_2C_3 , que se mostrou bem inferior à do metal duro WC-10Co.

Além da porosidade, a maior presença de ilhas de ligante no metal duro com ligante de Ni/ Cr_2C_3 combinada com uma maior plasticidade e com a menor densidade do Ni em relação a do cobalto também são fatores que podem ter contribuído para o valor menor de dureza deste metal duro (Genga et al, 2013; Correa et al, 2010; Correa et al, 2011; Banerjee et al, 1995; Zackrisson, *et al.*, (1998) e Kai-Hua, *et al.*, 2013).

Tabela 2. Dureza Vickers obtidas para os metais duros.

Metal duro	Dureza (HV)
WC-10Co	1461 ± 76
WC-8Ni-2 Cr_2C_3	1040 ± 80

3.1. Comportamento ao Desgaste

A Fig. 4 mostra o coeficiente de atrito em função do número de voltas dos metais duros estudados. Observa-se um aumento no coeficiente de atrito nas voltas iniciais do deslizamento, denominado estágio 1. O aumento abrupto do coeficiente de atrito corresponde a um alto nível inicial da taxa de desgaste volumétrica. Esta observação pode ser atribuída ao rápido crescimento da área de contato entre a esfera e a amostra (Bonny *et al.*, 2010).

As curvas são caracterizadas por oscilações próprias de desgaste adesivo. Isso ocorre, porque parte do material é removido da trilha de desgaste durante o assentamento da esfera sob o metal duro. Esse mesmo material, por deslizamentos subsequentes, pode voltar a aderir à superfície original ou formar partículas de desgaste.

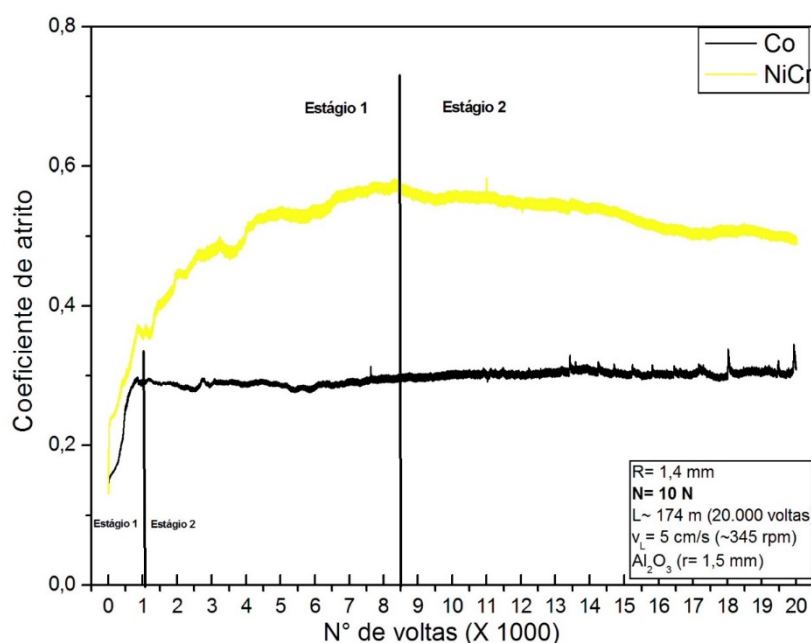


Figura 4. Coeficiente de atrito em função do número de voltas dos metais duros de WC-10Co e WC-8Ni-2 Cr_2C_3

O estágio 1 está associado com uma remoção abrupta de fragmentos de materiais, que constituem o par tribológico, causando um aumento nas dimensões do sulco de desgaste (trilha) e do desgaste de três corpos e, consequentemente, no

valor do coeficiente de atrito. Com o deslizamento contínuo, um estado estacionário é atingido, em que as partículas de desgaste removidas e/ou inseridos na pista de desgaste resultam na formação de uma tribo-camada, reduzindo o coeficiente de atrito para um valor quase constante. Este estado estacionário (estágio 2) estende-se até ao fim do ensaio (20000 voltas) (Espinosa et al, 2011; Rodriguez-Suarez, *et al.*, 2011).

Pode ser visto que o coeficiente de atrito do WC-10Co é quase constante desde o início do deslizamento, isto é, as condições de equilíbrio do estágio 2 são atingidas de forma relativamente rápida. Já o WC-8Ni-2Cr₂C₃ é o metal duro com o coeficiente de atrito com estágio 1 mais longo, estendendo-se até 8500 voltas. O estado estacionário assim como o WC-Co é quase constante.

As flutuações observadas durante a evolução do coeficiente de atrito podem ser de vibrações, de baixa frequência, que ocorrem no tribômetro, e/ou de fenômenos de ruptura e regeneração da camada de partículas da esfera e da amostra, durante o desgaste, que muda ao longo da distância de deslizamento (Espinosa et al, 2011).

De acordo com a literatura, a diferença no comportamento de fricção dos materiais examinados pode ser explicada em termos de compatibilidade tribológica e adesão, da composição química, tamanho de grão e distribuição da fase ligante entre os grãos de WC (Espinosa et al, 2011).

A Fig. 5 mostra os volumes de desgaste dos metais duros estudados. O metal duro de ligante de cobalto apresentou o menor volume de desgaste, 0.044174548 mm³, resultado que já era esperado. A composição com carboneto de cromo teve um volume desgastado 20% superior em comparação ao WC-10%Co.

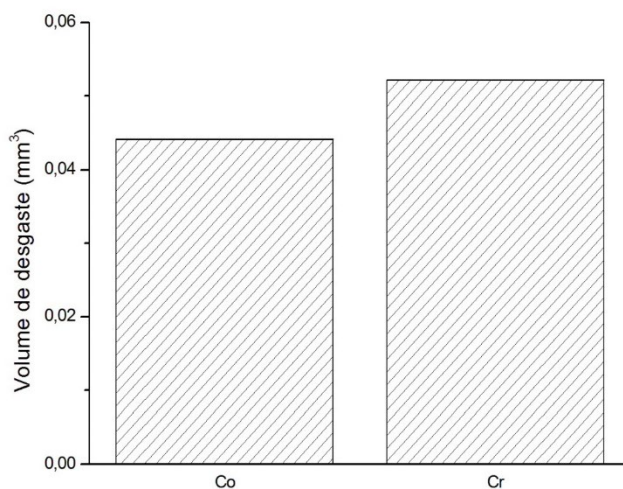


Figura 5. Volume de desgaste para 20.000 voltas para os metais duros

A Fig. 6 mostra que as taxas de desgaste das composições estudadas foram da ordem de grandeza de 10⁻⁵ mm³/m.N. O metal duro WC-10Co apresentou o melhor desempenho em comparação ao metal duro com ligante de níquel/Cr₂C₃.

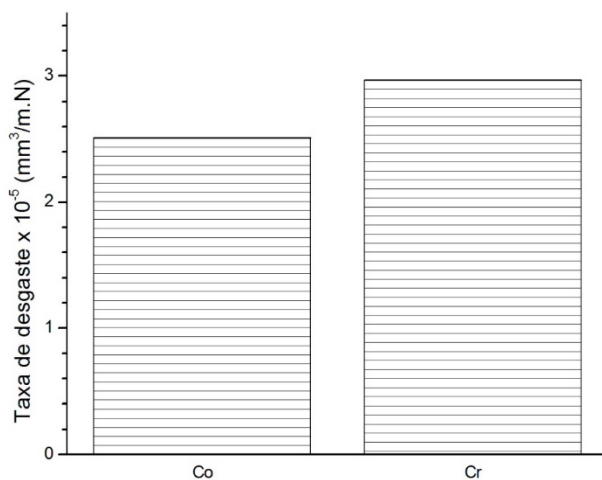


Figura 6. Taxa de desgaste para 20.000 voltas para os metais duros

3.2. Mecanismos de desgaste

As figura 7 e 8 mostram as micrografias das trilhas de desgaste dos metais duros estudados. A pista de desgaste formada tem uma aparência lisa e brilhante. Não há a presença de material transferido da esfera sob a superfície, pois uma avaliação visual mostrou que não houve desgaste da esfera.

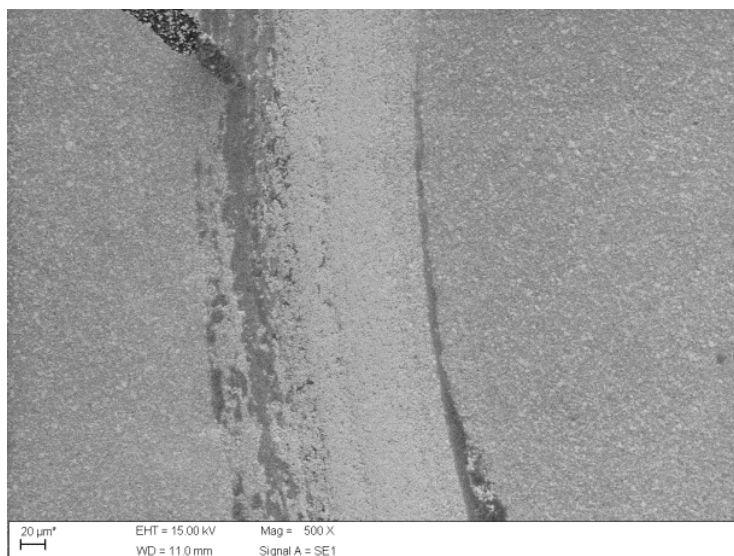


Figura 7. Imagem (MEV) da trilha de desgaste do metal duro WC-10Co

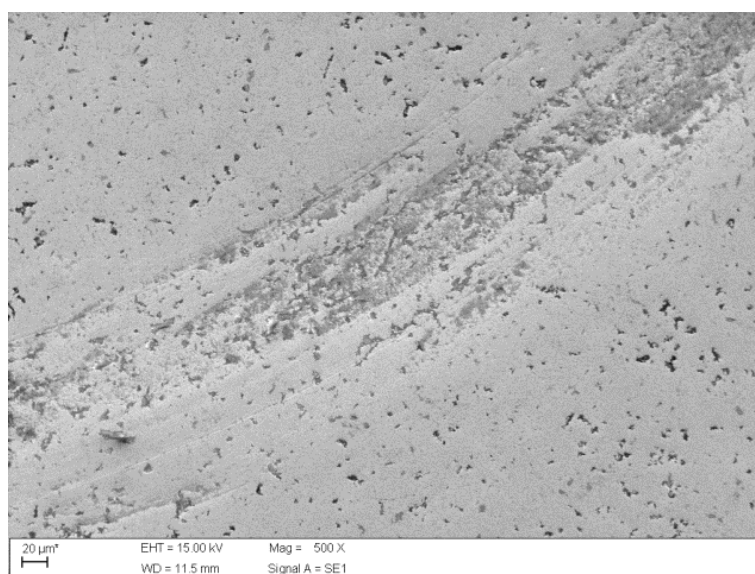


Figura 8. Imagem (MEV) da trilha de desgaste do metal duro WC-8Ni-2Cr₂C₃

No caso do metal duro WC-10Co, houve a formação de trincas interligadas nos grãos de WC (concentradas na parte central da trilha de desgaste) e perda de material da superfície, devido à fratura e remoção de grãos. Os grãos maiores no centro da Figura 9(a) sofreram fratura frágil do tipo transgranular e partículas de desgaste estão presentes na superfície do metal duro Figura 9(c). As partículas de desgaste são constituídas de pequenos fragmentos de grãos de WC. Alguns deles foram removidos completamente da superfície, mas muitos permaneceram na trilha de desgaste. A investigação do desgaste superficial revelou a ocorrência de vários mecanismos de desgaste, entre eles, polimento de grãos, abrasão com a formação de partículas de desgaste, a adesão de camadas de partículas de desgaste, remoção da superfície de ligante, quebra e/ou fragmentação de grãos e liberação de grãos.

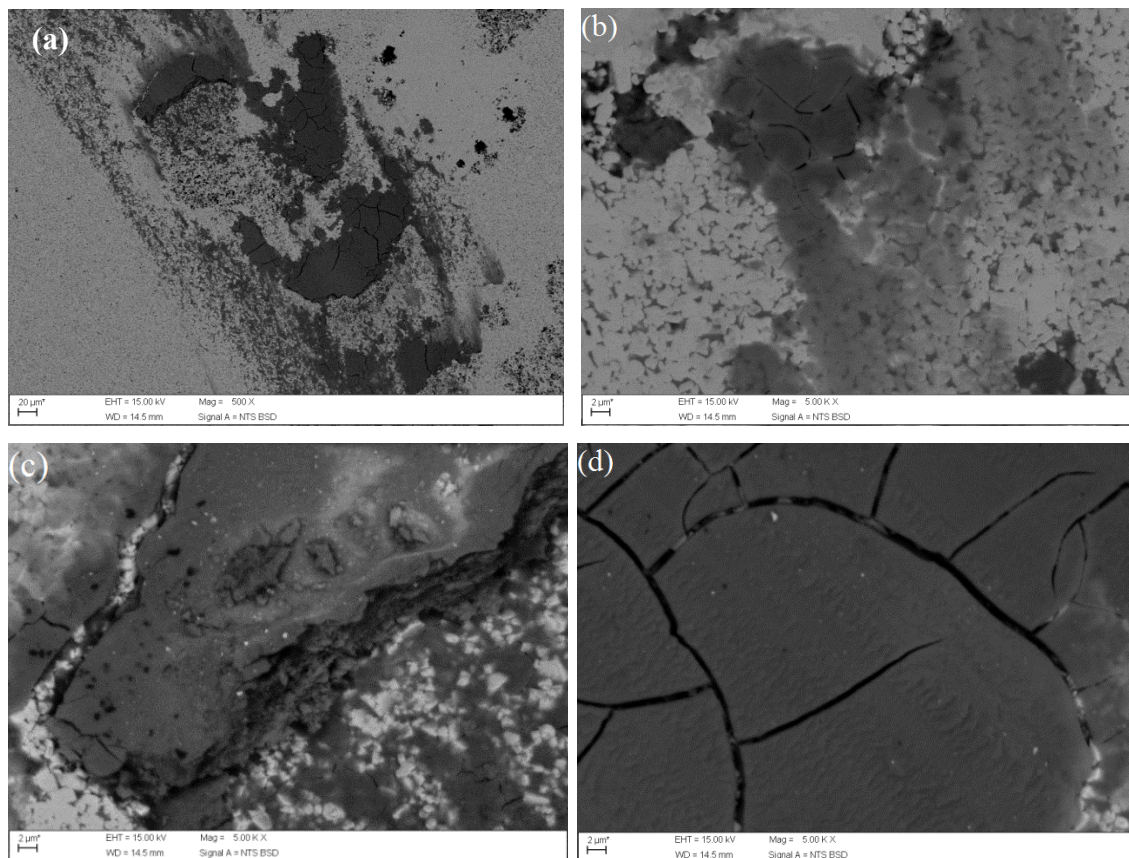


Figura 9. Imagem MEV da trilha de desgaste do metal duro WC-10Co.

O desgaste é caracterizado pela remoção da fase ligante, por meio de uma combinação de deformação plástica e/ou micro-abrasão, da superfície entre os grãos de carbeto de tungstênio. Dessa forma, os grãos de carbonetos estão menos protegidos na interface deslizante e, portanto, são os mais afetados pelo contato da esfera. O movimento relativo da esfera sob a amostra gera o desenvolvimento de trincas através dos grãos, na sequência a fase WC sofre fratura, fragmentação e libera micro-fragmentos. As partículas de desgaste dos grãos de WC e de ligante podem atuar como um terceiro corpo, ou podem aderir à superfície de contato criando uma tribocamada (Bonny *et al.* 2010; Espinosa *et al.*, 2011; Shrivastava *et al.*, 2013).

O desgaste adesivo é o principal mecanismo de desgaste, sendo caracterizado pela deformação, nesse caso da fase ligante, formação, propagação de trincas interligadas e geração das partículas de desgaste. As trincas em sua maioria se originam próximas de defeitos existentes, devido à carga cíclica que ocorre no regime de desgaste. O desenvolvimento das trincas provoca desgaste da superfície até que as trincas atinjam um determinado comprimento crítico (BOAS, BAMBERGER e REVEZ, 1990).

As partículas de desgaste gerados durante o deslizamento podem influenciar o comportamento de desgaste de várias maneiras. Se forem retirados totalmente das superfícies de contato, não terão nenhuma função no processo desgaste. Mas quando retidos como partículas que se movem livremente entre as superfícies de contato, provocam o desgaste abrasivo do tipo três-corpos, causando danos para ambas as superfícies. Ou podem incorporar-se somente a uma superfície gerando o desgaste de dois-corpos, causando danos à outra superfície. Além disso, quando as partículas são mantidas fixas (sem movimentação) em uma ou ambas as superfícies, isso leva ao desenvolvimento de camadas de partículas que podem ter uma função protetiva contra novos danos desgaste (BONNY, *et al.* 2010).

Em resumo os danos observados em trilhas de desgaste podem ser descritos na seguinte sequência: extrusão do ligante, fratura e/ou remoção de grãos de WC, e, finalmente, a abrasão e/ou fenômeno de adesão.

No metal duro WC-8Ni-2Cr₂C₃ houve uma remoção mais intensa do ligante em comparação com WC-10Co como mostrado em detalhe da Figura 10. Devido à presença de maior porosidade, o arrancamento dos carbonetos da superfície foi menor. No entanto, o micropolimento foi mais intenso uma vez que a fase ligante mais macia (dútil) se desgastou mais rapidamente. Em geral, a esfera atua como uma única partícula abrasiva durante o desgaste abrasivo por micropolimento. A região deformada endurece e a formação de trincas ocorre quando a camada endurecida não é mais capaz de suportar uma deformação adicional.

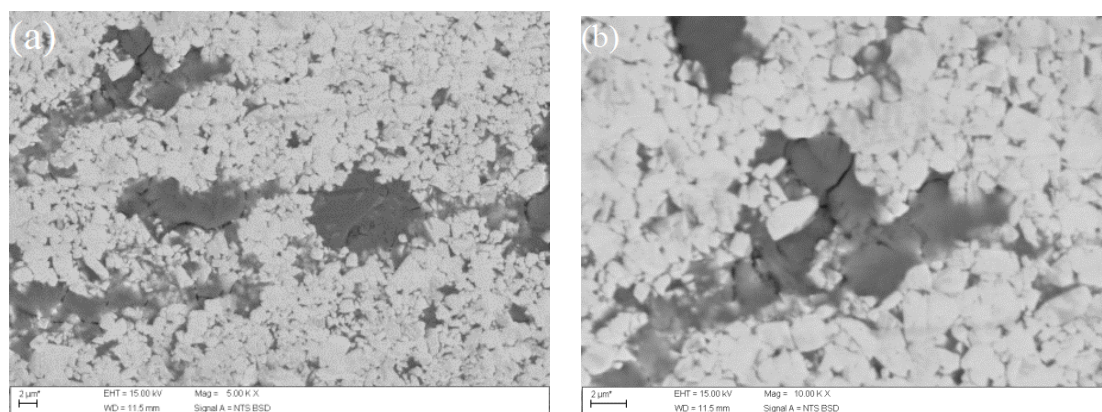


Figura 10. Imagem MEV da trilha de desgaste do metal duro WC – 8Ni-2Cr₂C₃.

4. CONCLUSÕES

Não foi observada a formação de fases prejudiciais (η e/ou grafita) durante a sinterização, revelando que os parâmetros de sinterização adotados foram satisfatórios.

No metal duro WC-8Ni-2 Cr₂C₃ foi observada a presença significativa de poros bem como ilhas de ligante na sua microestrutura. Estes dados indicam uma densidade mais baixa e uma uniformidade de distribuição de ligante inferior na microestrutura, em comparação com a observada na composição com ligante de Co. Tanto a formação de poros quanto as ilhas de ligantes podem ser atribuídas à menor molhabilidade do níquel em relação ao cobalto, à aglomeração e deformação de partículas durante a moagem e ao refinamento excessivo de grãos de WC, uma vez que o Cr₂C₃ atua como inibidor de crescimento de grãos.

A densidade relativa do WC-8Ni-Cr₂C₃ foi de 90,8%, bem inferior as dos metais duros WC-10Co e WC-10Ni. Sendo assim, a adição de carboneto de cromo não trouxe benefícios para a densificação.

A adição de 2% de Cr₂C₃ ao ligante de Ni promove um bom resultado na taxa de desgaste.

O desgaste adesivo é o principal mecanismo de desgaste do WC-Co, caracterizado pela deformação, formação e propagação de trincas interligadas.

O mecanismo de desgaste atuante na liga WC-8Ni-Cr₂C₃ foi o micropolimento. A fina camada de partículas de desgaste soltas na trilha favoreceu o desgaste abrasivo de dois-corpos e três-corpos neste metal duro.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao INPE pelo suporte nos testes de desgaste e à CAPES e FAPEMIG pelo suporte financeiro.

6. REFERÊNCIAS

- ASTM Standards. G 99 – standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus, 2000.
- Chang, S., Chang, M. and Huang, K., 2015. “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
- Cheburaeva, R. F., 1992. “Optimization of the composition of the nickel binder in WC-Ni cemented carbides by alloying with group IV-VI elements. *All-Union Scientific-Research Institute for Cemented Carbides*, Moscow. Traduzido de Poroshkovaya Metallurgiya, v. 4, pp. 31-37
- Correa, E. O.; Santos, J. N. and Klein, A. N., 2010. “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.
- Espinosa, L.; Bonache, V. and Salvador, M. D., 2011. “Friction and wear behaviour of WC–Co–Cr₃C₂–VC cemented carbides obtained”. *Wear*, v. 272, p. 62–68.
- Guo, Z. et al. 2008. “Effect of Mo₂C on the microstructure and properties of WC–TiC–Ni cemented carbide. *Refractory Metals e Hard Materials*, Chengdu, pp. 601-605.
- Ishida, T.; Moriguchi, H.; Ikegaya, A. 2011 “Development of cemented carbide tool of reduced rare metal usage”. *SEI Technical Review*, v. 73, pp. 52
- Kai-hua, S. et al. 2011. “Effect of adding method of Cr on microstructure and properties of WC–9Ni–2Cr cemented carbides”. *Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 38, pp. 1-6.
- Memarrachidi, Z. and Plucknett, K. P. 2017. “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

- Phuong, D. et al. 2016. "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.
- Ren, X. et al. 2013 "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.
- Rong, H. et al. 2011. "Microstructure and mechanical properties of ultrafine WC–Ni–VC–TaC–cBN". *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 29, p. 733–738.
- Rong, H. et al. 2012 "Ultrafine WC–Ni cemented carbides fabricated by spark plasma sintering. *Materials Science and Engineering A*, v. 532, p. 543– 547, 2012
- Shi, K. et al. 2015 "Microstructure and formation process of Ni-pool defect in WC–8Ni cemented carbides. *Transactions of Nonferrous Metals Society China*, v. 25, pp. 873–878.
- Yang, Q. et al. 2016 "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, pp. 18100–18107.
- Yung, D. et al. 2016 "Wear behaviour of doped WC–NI based hardmetals tested by four methods". *Wear*, v. 352-353, pp. 171–179
- ZHANG, F. G.; Zhu, X. P. and Lei, M. K. 2017 "Surface characterization and tribological properties of WC-Ni cemented carbide irradiated by high intensity pulsed electron beam". *Vacuum*, v. 137, pp. 119-124

7. RESPONSABILIDADE AUTORAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

INFLUENCE OF THE MICROSTRUCTURE ON THE WEAR RESISTANCE OF THE HARDMETALS WC-10CO E WC-8NI-2CR₂C₃ PRODUCED BY CONVENTIONAL POWDER METALLURGY

Livio de Carvalho Valeriano, liviovaleriano@yahoo.com.br¹
Edmilson Otoni Correa, ecotoni@unifei.edu.br¹

¹Universidade Federal de Itajuba, AV. BPS 1303, Pinheirinho, Caixa postal 50, I tajuba, Minas Gerais, Brasil

Abstract: Hard metals are metal-ceramic composites which present a good combination of high hardness, wear resistance and fracture toughness and suitable for several applications such as machining tools, industrial cut, dies, components to mining and petroleum industries. The cobalt is the binding used in the conventional WC-Co hard metals; however, due to its high cost, toxicity and low corrosion resistance, alternatives binders to replace cobalt have been studied. The Nickel, one of the main candidates to replace cobalt, provide excellent corrosion resistance to the hard metals, even though its use as a binder result in the reduction of the hardness and mechanical strength. To overcome this deficiency, addition of small amounts of carbides which promote the strengthening of the pure nickel by solid solution have been investigated. Therefore, the objective of this work was to evaluate the influence of the microstructure on the hardness and wear resistance of the hard metal WC-10Co and WC-8Ni-2Cr₂C₃ produced by conventional powder metallurgy. Powders were mixed during 80 horas in a ball mill and sintered at 1460°C. Microstructural characterization of the specimens was carried out using SEM and XRD. Vickers Hardness measurements was carried out in accordance with the ASTM C1327-08 standard. Wear tests were performed in accordance with the ASTM G99 standard in a Pin on disc tribometer with the load of 10 N, linear velocity of 5,0 cm/s (~345 rpm), wear path ray of 3,0 mm and number of laps of 20.000. Microstructural Characterization results showed mainly the absence of free graphite, free chromium carbide and lower volume fractions of eta phase in the microstructure of both hardmetals and a higher porosity in the hard metal WC-8Ni-2Cr₂C₃. Due to porosity combined to the high toughness and lower wettability of the nickel, the hardness of the hard metal WC-8Ni-2Cr₂C₃ was much lower than that of the WC-10Co hard metal. Wear tests indicated that the 2-body adhesive wear was predominant in the WC-10Co hard metal, while the 3-body wear was predominant in the WC-Ni-Cr₂C₃ having as main mechanism the micromachining. The wear tests also showed that, despite the higher porosity and more severe wear mechanism, the WC-8Ni-2Cr₂C₃ hard metal did not present a wear resistance much lower than that presented by the WC-10Co hard metal.

Keywords: hardmetals, microstructure, hardness, wear resistance