

Estudo do efeito do teor alumina no pó compósito WC-Ni-Al₂O₃ processado via Moagem de Alta Energia (MAE)

Study of the effect of alumina percentage in WC-Ni-Al₂O₃ composite powder processed via High Energy Milling (HEM)

Samara Melo Valcacer^{1, 2}, Mariana Chianca Lúcio da Silva^{1, 2},
Isaac Péricles Maia de Medeiros³, Uilame Umbelino Gomes²

¹ Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Mato Grosso do Sul – IFMS, *Campus* Corumbá, Rua Pedro de Medeiros S/N, CEP: 79310-110, Corumbá - MS, Brasil.

² Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais - PPgCEM, Universidade Federal do Rio Grande do Norte - UFRN, *Campus* Universitário, CEP: 59072-970, Natal - RN, Brasil.

³ Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais - PPgCM, Universidade Federal do Mato Grosso do Sul - UFMS, *Campus* Universitário, 79070-900, Campo Grande - MS, Brasil.

E-mail: samara.valcacer@ifms.edu.br, marianachianca@gmail.com, isaacmedeiros.rn@gmail.com, umbelino@dfte.ufrn.br

RESUMO

A MP é constituída de, pelo menos, três etapas: obtenção do pó, conformação e sinterização. Na etapa de obtenção dos pós uma técnica de amplo uso é a Moagem de Alta Energia (MAE) que além de propiciar a quebra das partículas preexistentes, também pode melhorar a dispersão dos componentes. Um material obtido pela técnica é WC-Co, o metal duro, que apesar de ter propriedades interessantes, como por exemplo, alta dureza e resistência à compressão, não consegue manter tais características quando colocado em trabalho em altas temperaturas, como o corte na usinagem. Como alternativa ao sistema compósito WC-Co, estuda-se a substituição do cobalto pelo níquel, entretanto, o compósito WC-Ni apresenta uma baixa dureza quando comparado ao WC-Co. Para minimizar tal efeito, o presente estudo investigou a possibilidade da adição do óxido de alumínio (Al₂O₃) aos pós de WC e Ni. O estudo estabeleceu a influência da moagem de alta energia (MAE) nas características dos pós compósitos de WC-Ni-Al₂O₃ com 5 e 10%p de Al₂O₃. Fez-se moagem de alta energia (400 rpm) em via úmida pelos tempos de 1, 2, 4, 10 e 20h. As amostras foram caracterizadas por: DRX, particulometria a laser e MEV/EDS. Os resultados mostraram-se promissores uma vez que houve redução de até 50% do tamanho mediano de partícula com os tempos estudados, bem como, formação de partículas compósitas.

Palavras-chave: Partículas Compósitas. MAE. Ferramenta de Corte.

ABSTRACT

The PM consists of at least three stages: obtaining the powder, consolidation and sintering. In the stage of obtaining the powders, a widely used technique is the High Energy Ball Milling (HEM) which, besides providing the breakdown of the pre-existing particles, can also improve the dispersion of the components. A material obtained by the technique is WC-Co, the hard metal, which despite having interesting properties, such as, for example, high hardness and resistance to compression, cannot maintain such characteristics when put to work in the presence of high temperatures, such as cutting in machining. As an alternative to the WC-Co composite system, the replacement of cobalt by nickel is studied, however, the WC-Ni composite has a low hardness when compared to the WC-Co. To minimize this effect, the present study investigated the possibility of adding aluminum oxide (Al₂O₃) to WC and Ni powders. The study established the influence of high energy ball milling (MAE) on the characteristics of the composite powders WC-Ni-Al₂O₃ with 5 and

10% w of Al_2O_3 . HEBM (400 rpm) was carried out in a wet way, and samples were taken at 1, 2, 4, 10 and 20h. The samples were characterized by: XRD, laser granulometry and SEM / EDS. The results were promising since there was a reduction of up to 50% in the median particle size with the studied times, as well as the formation of composite particles.

Keywords: Composite particles. High energy ball milling. Cutting tool.

1. INTRODUÇÃO

Um compósito conhecido pelas suas propriedades e aplicações na indústria é o carbetto de tungstênio e cobalto (WC-Co) [1, 2], também chamado de metal duro. A literatura apresenta como características do metal duro: alta dureza, resistência à compressão e ao desgaste, além de apresentar boa tenacidade e estabilidade térmica em temperatura ambiente [3-5]. O metal duro é comumente requisitado para fabricação de ferramenta de corte, especialmente as usada em processo de usinagem, tais como: torneamento, aplainamento e fresamento [6, 7].

As ferramentas de corte podem ficar submetidas a severas condições de trabalho, especialmente térmicas, visto que durante o processo de desbaste, estes que ocorrem a altas velocidades, a temperatura da ferramenta pode atingir 1100°C [8-11]. Segundo LAY (1986) [12] e NDLOVU (2009) [13], a dissociação do Co no compósito WC-Co, pode ocorrer a partir de 1000°C , influenciando a formação de novas fases e ocasionando a diminuição abrupta de tenacidade, tendo como consequência a quebra da ferramenta durante a operação de trabalho. LEAL (2020) [7], visando solucionar tal problema, adicionou a alumina ao sistema, isso em virtude de apresentar características, tais como: baixa densidade, elevada dureza, inércia química, alta resistência a abrasão e baixo coeficiente de expansão térmica, quando submetido a altas temperaturas [14-19]. Considerando-se a problemática e a busca por soluções, atualmente, são estudados possíveis substitutos para o cobalto no metal duro WC-Co, e o níquel é apontado para tal função, porém salienta-se que os compósitos WC-Ni, apresentam baixa dureza quando comparado ao WC-Co [4, 5].

Já o compósito Al_2O_3 -Ni foi estudado e obtido por diferentes metodologias [20-23], mas o mesmo intuito: a de melhorar a propriedade de tenacidade da alumina. Nos estudos os autores relataram a baixa interação entre os materiais, ocasionando uma baixa molhabilidade da alumina pelo níquel. No entanto, percebeu-se que o tamanho das partículas foi em todos os trabalhos o fator mais importante para ocasionar uma melhoria na propriedade requerida, quanto menor o tamanho das partículas melhor foi a resposta à tenacidade conferida pelo sistema.

O principal objetivo deste trabalho é investigar o efeito da substituição parcial do WC pela Al_2O_3 durante a MAE na obtenção de partículas do sistema WC-Ni- Al_2O_3 , bem como, compreender seu efeito na morfologia e dispersão das partículas formadas pelo pó compósito.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para obtenção do sistema WC-Ni- Al_2O_3 os materiais de partida, pós de WC, Ni e Al_2O_3 , foram processados pela técnica de metalurgia do pó com uso da moagem de alta energia (MAE). Os pós utilizados no presente trabalho foram o carbetto de tungstênio (WC) fornecido pela Cervin S.A., alumina (Al_2O_3) em estado natural proveniente do Rio Grande do Norte (RN) e o níquel (Ni) com pureza 99,999% da Aldrich Chemical Company.

Os materiais, procedimentos e técnicas de caracterização usados na obtenção do sistema WC-Ni- Al_2O_3 foram representados no fluxograma abaixo, Figura 1:

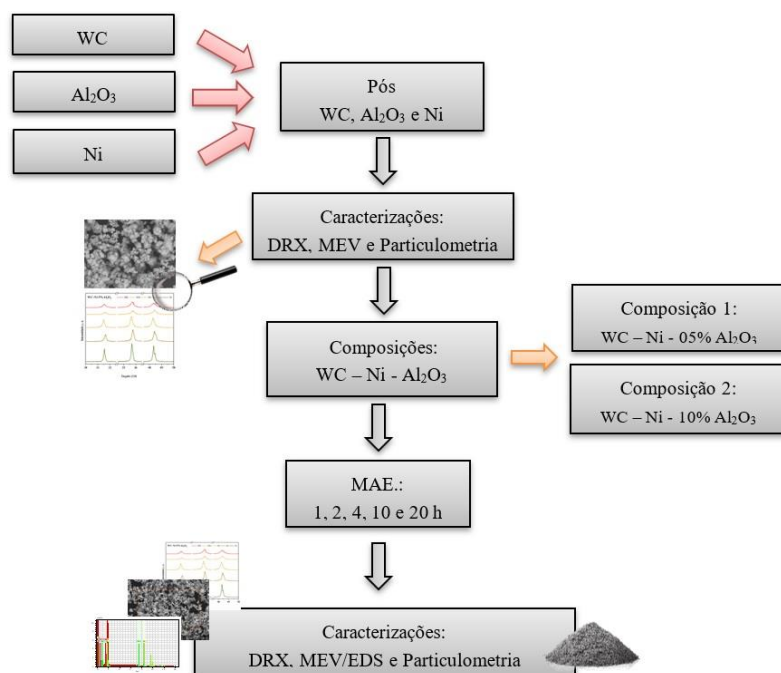


Figura 1: Fluxograma do Procedimento Experimental empregado para obtenção do compósito WC-Ni-Al₂O₃.

As três composições utilizadas na pesquisa foram descritas na Tabela 1:

Tabela 1: Composição dos pós.

Composição	Carbeto de Tungstênio	Níquel	Alumina
WC-Ni -05% Al ₂ O ₃	92%p	3%p	5%p
WC-Ni -10% Al ₂ O ₃	87%p	3%p	10%p

As composições anteriormente indicadas foram processadas em moinho de alta energia do tipo planetário Pulveristte-7. Os cadinhos e as esferas utilizadas na moagem foram de metal duro e a relação de massa bola/pó foi de 10:1, em cada ciclo de moagem usou-se 7g de pó. Os pós foram moídos à úmido (álcool etílico), com velocidade de rotação de 400 rpm. Os tempos de moagem foram: 1, 2, 4, 10 e 20h; a fim de observar a formação das partículas compósitas e a relação com o tamanho médio de partícula obtido.

2.1 Técnicas de caracterização dos pós

Para caracterizar os pós de partida e as composições após moagem foram realizadas análises da distribuição do tamanho médio de partículas por granulometria a laser via úmida, com o equipamento Cilas 920, determinação da morfologia e dispersão do tamanho de partículas através de observação em microscopia eletrônica de varredura (MEV) no microscópio da marca JOEL JSM-6380LV e determinação de fases por difratometria de raios-x no equipamento marca RIGAKU, modelo MINIFLEX II, utilizando-se radiação Cu- α (1.540598) com um passo de 0.05°/mim.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta sessão serão apresentados e discutidos o efeito dos parâmetros empregados para obtenção dos pós do sistema WC-Ni-Al₂O₃, com ênfase na dispersão dos pós, tamanho médio de partícula e fases formadas, em suas propriedades finais

Referente aos pós de partida tem-se na Figura 2 (a) o MEV do pó de WC, que apresentou uma morfologia arredondada com tamanhos de partículas homogêneos formando aglomerados. A análise de DRX, na

Figura 2 (b), foi realizada para o pó inicial de WC, gerando um difratograma, notou-se picos bem definidos e de alta intensidade, e sem a presença de impurezas, referente a ficha cristalográfica JCPDS número 150-1516. São condizentes com os padrões DRX em pó do WC pelo descrito na literatura [24, 25]. A empresa CERVIN, produtora do pó de WC, forneceu um tamanho médio de partícula de 2,95 μm .

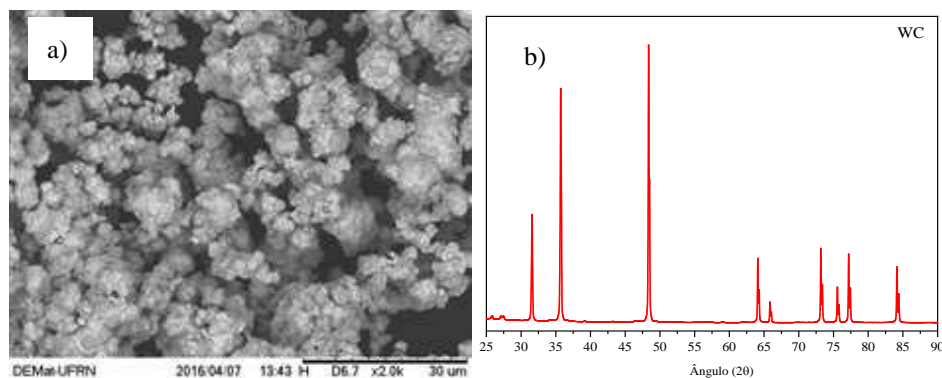


Figura 2: Caracterização do Pó de Carbeto de Tungstênio como recebido pelo fabricante, (a) Micrografia Eletrônica de Varredura, (b) Difratoograma de Raios-X.

Na figura 3 (a), observou-se o MEV para o pó de Al_2O_3 , esse que apresentou uma morfologia achatada, assemelhando-se com as estruturas lamelares, em estado de aglomeração esférica, típica de pós obtidos por meios mecânicos [21]. A análise de DRX, na Figura 3 (b), notou-se que esta cerâmica apresenta picos bem definidos, de alta intensidade e sem a presença de outros componentes ou contaminantes, referente a ficha cristalográfica JCPDS número 900-9671. O tamanho médio de partícula da alumina foi determinado pela análise de particulometria a laser tendo como resultado um tamanho médio de partícula de 4,27 μm .

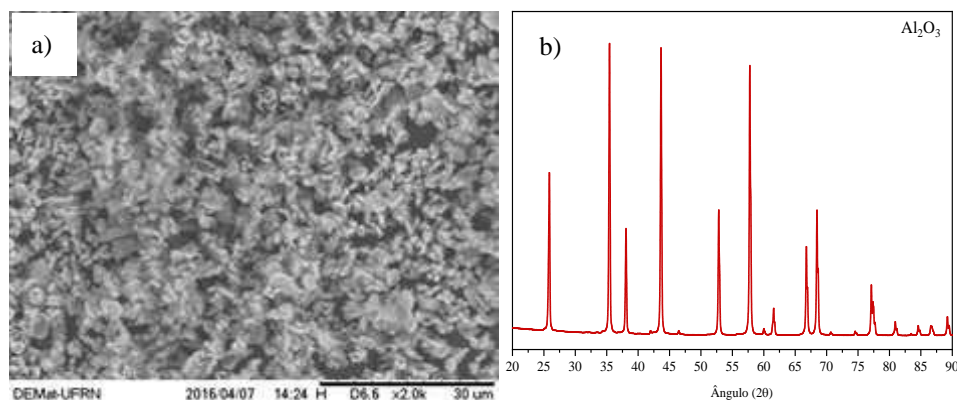


Figura 3: Caracterização do Pó de Alumina (a) Micrografia Eletrônica de Varredura e (b) Difração de Raios-X.

Na Figura 4 (a), observa-se o MEV para o pó de Ni, que apresentou formato típico arredondado levemente achatado formando placas, comportamento típico de pós dúcteis obtidos por meios mecânicos como é o caso da MAE. O tamanho médio de partícula do níquel foi obtido por análise de particulometria a laser que forneceu um tamanho médio de partícula de 35,22 μm . A Figura 4 (b), corresponde a um difratograma de raios-x do pó de Ni, como resposta obteve-se um padrão de difração com picos bem definidos e de alta intensidade, e sem a presença de impurezas, referente a ficha cristalográfica JCPDS número 210-0646. Houver identificação de pico para Ni nas regiões de reflexão em $2\theta = 44,4^\circ$; $51,8^\circ$; $76,3^\circ$, confirmado descrito na literatura [4].

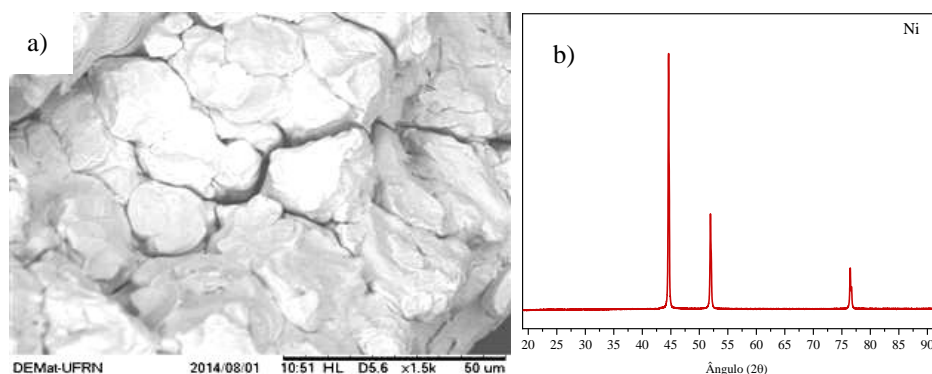


Figura 4: Caracterização do Pó de Ni como recebido pelo fabricante (a) Micrografia Eletrônica de Varredura, (b) Difratograma de Raios-X.

3.1 Caracterização dos pós de WC-Ni-Al₂O₃

A eficiência da moagem de alta energia (MAE) é influenciada por diversos fatores, sendo os principais a natureza da composição dos pós e o tempo de moagem. A técnica escolhida para a obtenção dos pós, MAE, do sistema WC-Ni-Al₂O₃ permitiu avaliar o tamanho médio, a morfologia e o grau de aglomeração das partículas de cada composição em função do tempo de moagem: 1, 2, 4, 10 e 20h, bem como o efeito da substituição parcial do WC pela Al₂O₃.

A Figura 5 (a, b) mostra o pó do sistema WC-Ni-5%Al₂O₃ após 1h de moagem a 400 rpm. Percebeu-se partículas mais claras de WC, de tamanhos variados, morfologia irregular e distribuída por toda a amostra. Pode-se ainda perceber aglomerados formados por partículas menores do carбето. Já os constituintes mais escuros são partículas de alumina de tamanho maior se comparadas as de WC, e referente a morfologia, têm-se partículas achatada, típico de partículas obtidas por processos mecânicos. O níquel aparece já aglomerado, em virtude da soldagem a frio comum para materiais dúcteis, na forma de lamelas com uma coloração cinza claro.

Nota-se que WC que apresenta partículas de tamanho inferior ficou dispersa em toda a amostra, no entanto, uma 1h de moagem não foi suficiente para tornar a distribuição dos materiais homogênea, sendo notório a aglomeração do pó de WC e níquel. Já na Figura 6 (a, b) a mesma composição WC-Ni-5%Al₂O₃ foi moída por 20h. Sendo possível notar a diminuição do tamanho das partículas dos componentes frágeis WC e Al₂O₃, bem como, um aumento na aglomeração de cada um dos elementos constituintes. As placas de níquel aumentaram de tamanho confirmando a intensificação do processo de (micro) soldagem na fase dúctil [21, 26]. O mesmo comportamento existe para a composição WC-Ni-10%Al₂O₃.

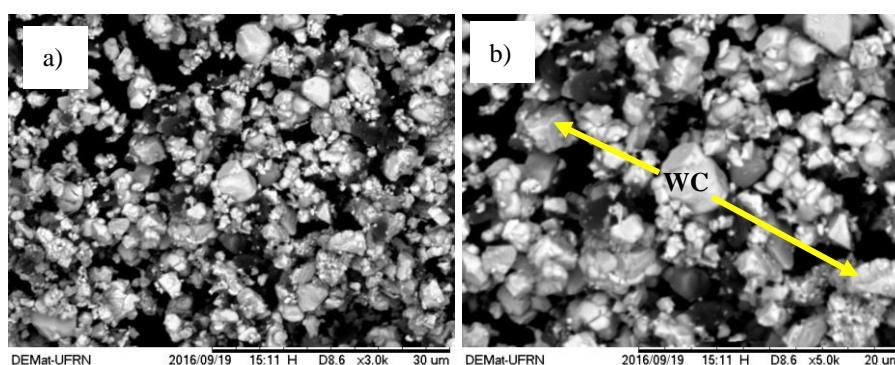


Figura 5: MEV da composição WC-Ni-5%Al₂O₃ com 1h de moagem com aumento de 3000x (a) e com aumento de 5000x (b).

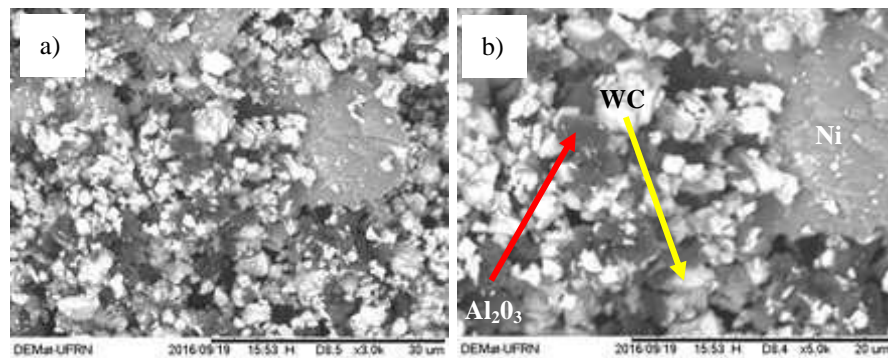


Figura 6: MEV da composição WC-Ni-5%Al₂O₃ com 20h de moagem com aumento de 3000x (a) e com aumento de 5000x (b).

Uma das técnicas para reafirmação da dispersão dos componentes na amostra é o EDS, por meio da técnica de mapeamento, realizado durante a análise de MEV. Na Figura 7 (a), foi representado os elementos químicos, em sua forma elementar, constatados na amostra durante a análise, são eles: W, C, Al, O e Ni. Na Figura 7 (c), por meio da técnica de mapeamento dos componentes da amostra 7 (b), percebeu-se que a alumina e o carбето de tungstênio apresentaram tamanho médio de partículas pequenos. Referente a dispersão dos componentes pode-se constatar uma predominância de continuidade do carбето (Cor verde claro), já o óxido de alumínio (Cor vermelha) e o níquel (Cor verde escuro) se apresentaram predominantemente na configuração de aglomerados.

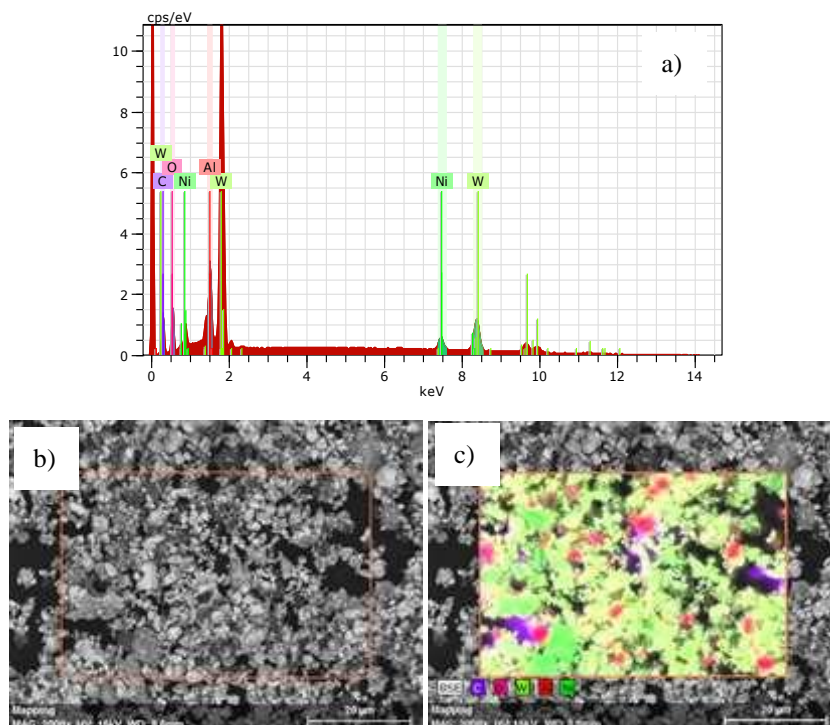


Figura 7: a) EDS da composição WC-Ni-5%Al₂O₃ com 10h de moagem, (b) e (c) Micrografia de WC-Ni-5%Al₂O₃.

As análises de particulometria a laser quando associadas às imagens de MEV possibilitaram analisar a influência do percentual de alumina na aglomeração e no comportamento quanto a quebra dos pós. Como se pode perceber nas Figuras 8 (a, b) e 9 (a, b) os componentes frágeis tendem a fragmentar-se com maior facilidade.

A análise de granulometria a laser auxiliou a entender o processo de fratura das partículas, uma vez que proporciona uma análise percentual do tamanho médio de partícula. As composições após uma hora de moagem apresentaram os seguintes comportamentos: com 5%p de alumina tem-se que 90% da amostra apre-

sentou tamanho mediano de partícula inferior a $3,32\mu\text{m}$ e com 10%p de alumina, 90% da amostra apresentou um tamanho mediano de partícula inferior a $3,09\mu\text{m}$. Apesar de a granulometria fornecer uma discreta diminuição no tamanho médio de partículas não pode-se desconsiderar o efeito da aglomeração que é visível quando compara-se as Figuras 8 (a) e (b) e 9 (a) e (b).

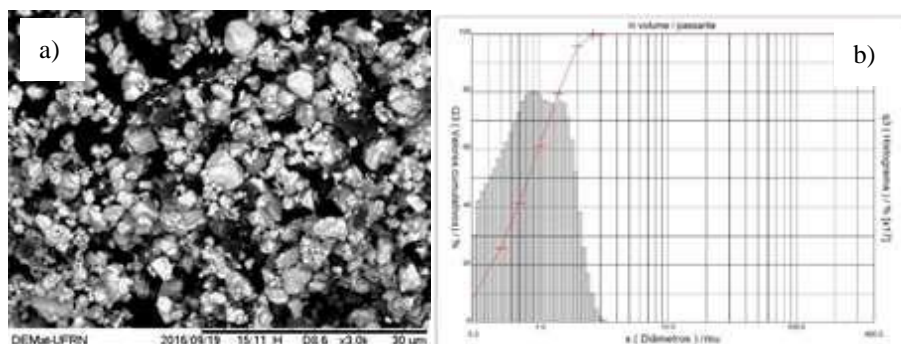


Figura 8: Composição de WC-Ni-5%Al₂O₃ moída por 10h, análise de MEV (a) e análise de particulometria a Laser (b), composição de WC-Ni-10%Al₂O₃ moída por 10h, análise de MEV.

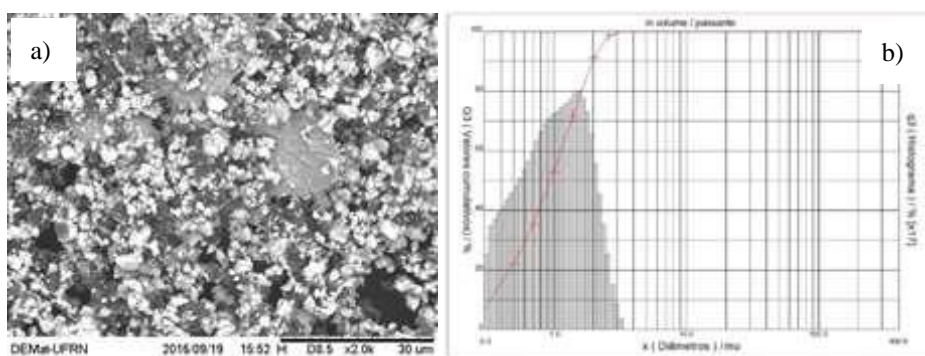


Figura 9: Composição de composição de WC-Ni-10%Al₂O₃ moída por 10h, análise de MEV (a) e Análise de Granulometria a Laser (b).

3.2 Caracterização de difração de Raio-x

Com a análise da técnica de DRX foi possível determinar a influência do tempo e da composição na formação de fases cristalinas e amorfização das composições estudadas, conforme Figura 10 (a, b). Os padrões de fases encontrado nos pós compósitos de WC-Ni com 5 e 10%p. Al₂O₃, moídos durante 1, 2, 4, 10 e 20h, são condizentes com os padrões descritos na literatura [27, 30].

Nos difratogramas foram detectadas as fases WC e Al₂O₃. Entretanto o óxido só foi percebido nas amostras moídas até 4h. Pode ser observado que com o aumento do tempo a intensidade dos picos diminuiu, bem como, houve seu alargamento, evidenciando assim que os tempos adotados contribuíram para o processo de amorfização.

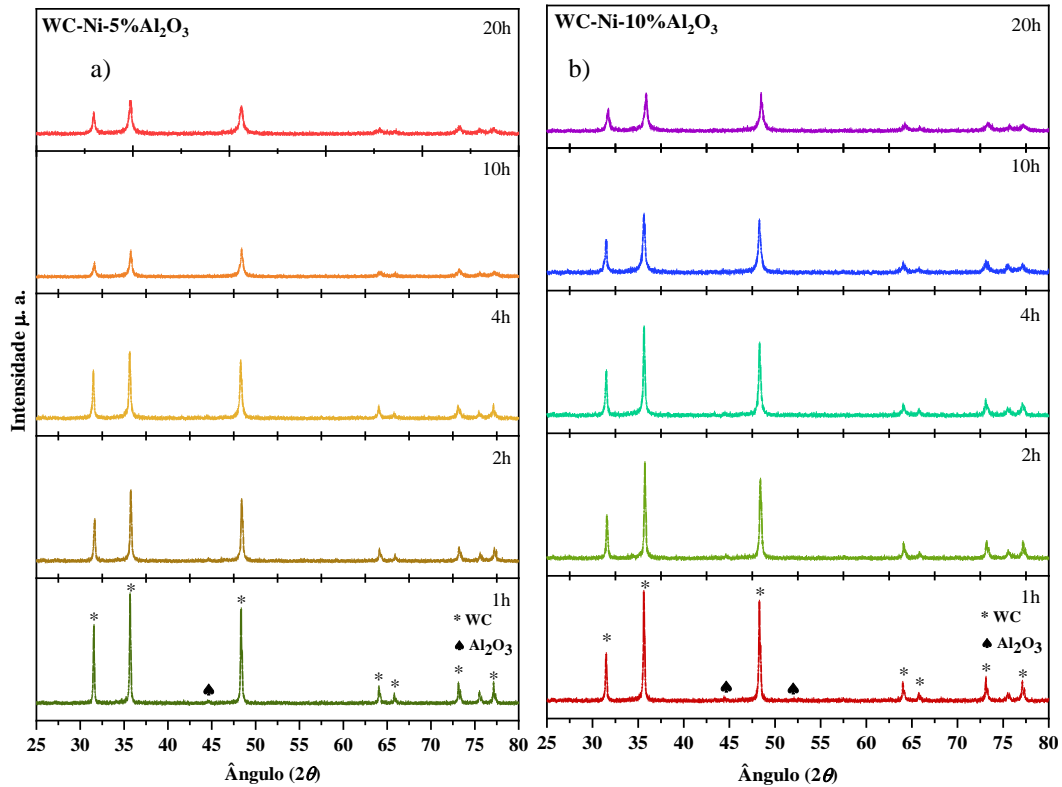


Figura 10: Difratomogramas dos pós de WC-Ni- Al_2O_3 : (a) DRX dos pós da composição WC-Ni-5% Al_2O_3 , (b) DRX dos pós da composição WC-Ni-10% Al_2O_3 .

A Figura 11 (a, b) mostra uma ampliação dos picos mais e intensos dos difratogramas das composições estudadas, são eles: $\sim 31,5^\circ$; $\sim 35,7^\circ$ e $\sim 48,3^\circ$ (2θ theta). Mesmo com o tempo de moagem de 20h não foi possível, tomando como referência as difrações, identificar a formação de novas fases, isso é, os picos dispostos são característicos do material de partida mais abundante, ou seja, o carbetto de tungstênio.

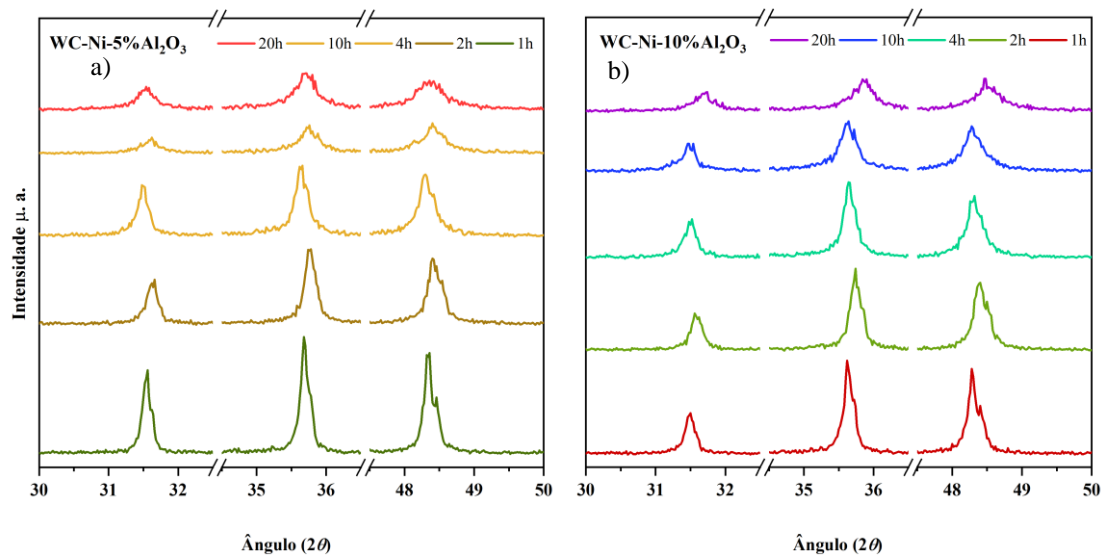


Figura 11: Difração dos pós de WC-Ni- Al_2O_3 : Os três picos representam as fases cristalinas, (a) pós da composição WC-Ni-5% Al_2O_3 (b) pós da composição WC-Ni-10% Al_2O_3 .

3.3 Tamanho médio de partícula

Utilizando-se da análise de particulometria pode-se comparar a distribuição de tamanho das partículas relacionando-as com as composições determinadas neste estudo e com o tempo de moagem. Verificou-se em todas as composições que o aumento no tempo de moagem proporciona uma diminuição no diâmetro médio das partículas, apresentando uma variação de, aproximadamente, 50% de redução para todas as composições com 20h de moagem. Vale ainda salientar que houve estado de aglomeração para todas as amostras, não sendo possível especificar se o resultado obtido trata-se de partículas ou aglomerados. A Figura 12 ilustra a relação entre o tamanho médio de partículas e o tempo de moagem.

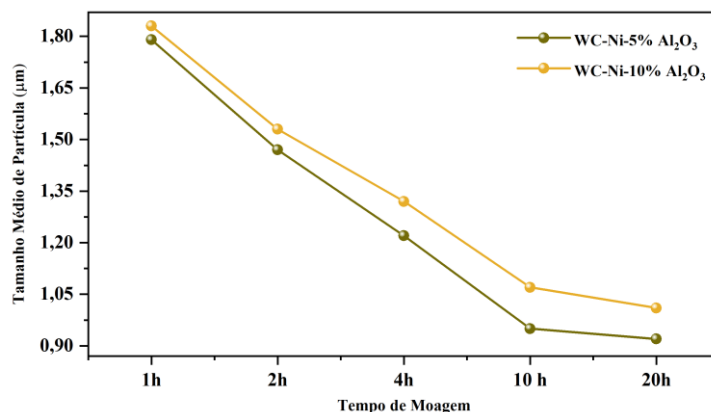


Figura 12: Distribuição do tamanho médio de partículas em função do tempo de moagem.

Ficou evidenciado com o estudo da moagem que longos tempos não são indicados para o compósito estudado quando se deseja apenas diminuição do tamanho médio das partículas, uma vez que, houve quebra de material de forma evidenciada até 10h. Após esse tempo demorou-se mais 10h para uma redução entre 5 e 10% do seu tamanho médio de partícula.

4. CONCLUSÃO

A moagem de alta de energia, nos tempos estudados, foi eficiente até 10h para realização da fragmentação das partículas e em todos os tempos para propiciar o refinamento dos pós de todas as composições e quanto maior o percentual de alumina presente mais rápida foi a diminuição das partículas. Constatou-se ainda, a presença de partículas compósitas quando se analisou as micrografias dos pós depois da moagem de alta energia (MAE). Isso foi possível ao mecanismo de fratura típico das partículas com alta dureza (Al₂O₃ e WC).

5. AGRADECIMENTOS

Ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais– PPgCEM/UFRN e a CAPES pelo suporte financeiro.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] HAGLUND, S.; ÅGREN, J. “W content in Co binder during sintering of WC–Co”. *Acta materialia*, v. 46, n. 8, p. 2801-2807, 1998.
- [2] YIH, S.W.H.; WANG, C.T. “Tungsten, Sources, Metallurgy, Properties and Aplications”. *New York: Plenum Press*, 1979.
- [3] CREMONEZI, A., *et al.* “A metalurgia do pó: alternativa econômica com menor impacto ambiental”. 1ª. ed. Grupo Setorial de Metalurgia do Pó: Metallum Eventos Técnicos e Científicos, 2009.
- [4] TORRES, C.S.; SCHAEFFER, L. “Effect of high energy milling on the microstruture and properties of WC-Ni composite”. *Materials Research*, v. 13 n. 3, p. 293-298, 2010.
- [5] PAGGETT J.W. “Neutron Diffraction Study of Load Response and Residual Stresses in WC-(Ni/Co) Composites” Masters dissertation. University of Missouri; 2005.

- [6] GABALDO, S., *et al.* "Performance of carbide and ceramic tools in the milling of compact graphite iron-CGI". *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, v. 32, n. SPE, p. 511-517, 2010.
- [7] LEAL, E.A.D., *et al.* "The influence of powder preparation condition on densification and microstructural properties of WC-Co-Al₂O₃ cermets". *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 92, p. 105275, 2020.
- [8] SHEIKH-AHMAD, J.; DAVIM, J.P. "Tool wear in machining processes for composites". In: *Machining technology for composite materials*. Woodhead Publishing, 2012. p. 116-153.
- [9] UHLMANN, E., *et al.* "Cutting and drilling of metals and other materials: a comparison". 2016.
- [10] KAGNAYA, T. *et al.* "Wear mechanisms of WC-Co cutting tools from high-speed tribological tests. Wear", v. 267, n. 5-8, p. 890-897, 2009.
- [11] YOUSFI, M.A., *et al.* "Deformation mechanisms in a WC-Co based cemented carbide during creep". *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 49, p. 81-87, 2015.
- [12] LAY, S.; OSTERSTOCK, F.; VICENS, J. "TEM investigations of WC-Co alloys after creep experiments". *Le Journal de Physique Colloques*, v. 47, n. C1, p. C1-685-C1-689, 1986.
- [13] NDLOVU, S. "The wear properties of Tungsten Carbide-Cobalt Hardmetals from the Nano-scale up to the Macroscopic Scale". 2009.
- [14] PRABHU, B., *et al.* "Synthesis and characterization of high-volume fraction Al-Al₂O₃ nanocomposite powders by high-energy milling". *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 425.1-2: 192-200.
- [15] WAGIH A. "Mechanical properties of Al-Mg/Al₂O₃ nanocomposite powder produced by mechanical alloying". *Adv. Powder Technol.* 2015; 26:253-258.
- [16] CASATI R., V.M. "Metal matrix composites reinforced by nanoparticles—A review" *Metals*. 2014; v.4 N. 1, p. 65-83
- [17] POIRIER D., Drew A.R.L., Trudeau M.L., *et al.* "Fabrication and properties of mechanically milled alumina/aluminium nanocomposites" *Mater. Sci. Eng. A*. 2010; 527:7605-7614
- [18] WESSEL J.K. "The Handbook of Advanced Materials: Enabling New Designs" 1st ed. John Wiley & Sons; New York, NY, USA: 2004. pp. 65-885.
- [19] TOOZANDEHJANI, M., *et al.* "Effect of milling time on the microstructure, physical and mechanical properties of Al-Al₂O₃ nanocomposite synthesized by ball milling and powder metallurgy". *Materials*, v. 10, n. 11, p. 1232, 2017.
- [20] FAHRENHOLTZ, W.G.; ELLERBY, D.T.; LOEHMAN, R.E. "Al₂O₃-Ni composites with high strength and fracture toughness". *Journal of the American Ceramic Society*, v. 83, n. 5, p. 1279-1280, 2000.
- [21] OLIVEIRA, A.G.F., *et al.* "Obtaining Composites Powders of Al₂O₃/Ni and Al₂O₃/Nb by Mechanical Alloying". *Materials Research*, v. 22, n. 5, 2019.
- [22] LI, G.; HUANG, X.; GUO, J.; "Fabrication and mechanical properties of Al₂O₃-Ni composite from two different powder mixtures". *Materials Science and Engineering: A*, v. 352, n. 1-2, p. 23-28, 2003.
- [23] NATH, L; SAHA, G.C. "Synthesis and characterization of nanocrystalline Al₂O₃-Ni (Cr) particles using high-energy mechanical alloying process". *Surface and Coatings Technology*, v. 318, p. 262-269, 2017.
- [24] GOUDARZI, A., *et al.* "Fabrication of NiAl-Al₂O₃-WC nanocomposite by mechanical alloying and subsequent heat treatment". *Ceramics International*, v. 45 n. 15, p. 19049-19054, 2019.
- [25] HUANG, S., *et al.* "Pulsed electric current sintering and characterization of ultrafine Al₂O₃-WC composites" *Materials Science and Engineering: A*, v. 527, n. 3, p. 584-589, 2010.
- [26] RAIMUNDO, R.A., *et al.* "Effect of the high energy milling on the microstructure of Cu-20% WC composite powders prepared with recycled WC". *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 90, p. 105223, 2020.
- [27] ZHANG, X., *et al.* "Preparation, mechanical and tribological properties of WC-Al₂O₃ composite doped with graphene platelets". *Ceramics International*, v. 46, n. 8, p. 10457-10468, 2020.
- [28] QU, H., *et al.* "Microstructure and mechanical properties of hot-pressing sintered WC-x vol.% Al₂O₃" composites. *Materials Science and Engineering: A*, v. 543, p. 96-103, 2012.
- [29] SAKAKI, M. *et al.* "Conversion of W₂C to WC phase during mechano-chemical synthesis of nano-size WC-Al₂O₃ powder using WO₃-2Al (1+x) C mixtures". *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 36, p. 116-121, 2013.

[30] RONG, H. *et al.* “Ultrafine WC–Ni cemented carbides fabricated by spark plasma sintering”. *Materials Science and Engineering: A*, v. 532, p. 543-547, 2012.

ORCID

Samara Melo Valcacer	http://orcid.org/0000-0003-1798-6382
Mariana Chianca Lúcio da Silva	http://orcid.org/0000-0002-8498-9746
Isaac Péricles Maia de Medeiros	http://orcid.org/0000-0001-7249-1329
Uilame Umbelino Gomes	http://orcid.org/0000-0002-4074-0762