

A INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO SiC NA FABRICAÇÃO E PROPRIEDADE MECÂNICAS DE METAIS DUROS ALTERNATIVOS WC-15 (Co, Ni)

Fabio Miranda¹, fabio.miranda@usp.br
Suzilene Real Janasi², suzilene.janasi@gmail.com
Laerte José Fernandes¹, laertejf@usp.br
Givanildo Alves dos Santos³, givanildo@ifsp.edu.br
Gilmar Ferreira Batalha¹, gfbatalh@usp.br

¹ USP - Dept.º de Eng. Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos, Escola Politécnica da USP, São Paulo, SP.

² BRATS – Filtros sinterizados e pós metálicos, Cajamar, SP, Brasil

³ IFSP-SPO – Dept.º de Eng. Mecânica, Instituto Federal de São Paulo, São Paulo, Brasil.

Resumo: Este trabalho tem por objetivo estudar a densidade sinterizada, contração linear e volumétrica, porosidade, dureza, tensão de ruptura transversal (TRS) e a avaliação do tamanho de grão médio do WC de 4 ligas de metal duro, WC-15(Co, Ni), WC-15(Co, Ni)-0,7SiC, WC-15(Co, Ni)-1,3SiC, e WC-15(Co, Ni)-3,2SiC com pós extrafinos de WC, SiC, Co e Ni. As ligas foram preparadas pela rota convencional da metalurgia do pó com uma compactação unidirecional de ação simples em 200 MPa numa matriz cilíndrica e numa matriz retangular conforme norma ASTM ou ISO. Os corpos de provas foram sinterizados num forno sob pressão hidrostática à quente a 1380 e 1420 °C com adição de nitrogênio gasoso sob uma pressão de 20 bar. A adição de SiC- α ocasionou aumento na dureza e uma diminuição nos valores da tensão de ruptura e eventual fragilidade. O aumento do %SiC resultou em densidades mais baixas. O aumento da temperatura de sinterização contribuiu para o crescimento dos tamanhos dos grãos do WC e junto com a adição SiC, resultaram na redução da dureza das amostras.

Palavras-chave: metal duro, sinterização HIP, WC, (Co, Ni), SiC.

1. INTRODUÇÃO

Os metais duros encontram-se nas mais diversas aplicações de engenharia e têm maior destaque como ferramentas de corte, matrizes de conformação, brocas de mineração e componentes resistentes ao desgaste. O cobalto é um metal relativamente escasso, caro e prejudicial à saúde humana em várias aplicações de engenharia. Esse fato tem levado vários pesquisadores a investigar a substituição do cobalto por outros metais (Correia, Santos e Klein, 2010); consequentemente, uma quantidade considerável de esforços de pesquisas tem sido despendida na fabricação de metais duros alternativos, a fim de melhorar a microestrutura e as propriedades mecânicas desses materiais (Acchar, Zollfrank e Greil, 2010).

Um relatório essencial descreve os materiais mais críticos, desde 2011 até 2017, para a União Europeia, entre eles estão os elementos químicos principais para a fabricação de metal duro e “cermet”, que são Ti, Ta, Nb, W, Co e V. O risco de escassez está relacionado com a concentração a nível de país da produção mundial de matérias-primas primárias, incluindo os aspectos ambientais, a contribuição da reciclagem, matérias-primas secundárias, a substituição, a dependência das importações e as restrições comerciais em países terceiros. O incentivo para buscar novas alternativas, principalmente para o W e Co, está relacionada com as restrições de patentes e por causa da escassez do minério de Co, o preço das ligas de WC-Co ficou elevado nos últimos anos (European Commission, 2020).

Os metais duros WC-Ni são candidatos interessantes e promissores, pois a fase ligante com níquel (Ni) é considerado um material com excelente plasticidade e resistência à corrosão em altas temperaturas. Quando comparadas com ligas de WC-Co tradicionais, os metais duros WC-Ni apresentam melhor resistência a corrosão e oxidação (Zhang e Zhu, 2012). Os metais duros com Ni e Co, juntamente com proporções variáveis de carbonetos são utilizados para melhorar a resistência ao desgaste, combinando o carboneto com ligante metálico para formar um revestimento de composto WC-(Ni, Co). A mistura de Ni e Co é vantajosa, em alguns casos de aplicação de engenharia, a carga aplicada é transferida para a matriz metálica dútil (tenacidade) e para a fase dura (WC), oferecendo assim alta resistência ao desgaste (Huang, Samandi e Brandt, 2004).

A sinterização dos metais duros ocorre em temperaturas entre 1360 °C e 1600 °C, dependendo do percentual da fase ligante, que pode variar de 3% até 30% em peso (Rodrigues et al, 2010). A dureza para os metais duros à base de níquel, WC-Ni, em função da adição de reforços whiskers nano-SiC aumenta significativamente e esse aumento pode ser atribuído também a um reforço sólido na solução, fase ligante, de níquel por silício (Xiaoyong et al, 2013).

Neste estudo, as propriedades mecânicas e microestruturas das ligas alternativas, com substituição parcial do cobalto pelo níquel mais adição de SiC- α foram investigadas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foram utilizados os seguintes pós metálicos obtidos pelas seguintes empresas:

- Pó de carboneto de tungstênio WC com FSSS = 3,2 μm (Fisher) da *Buffalo Tungsten*; Carbono combinado 6,08% e carbono livre 0,04% em massa, respectivamente.
- Pó de carboneto de Silício da *Treibacher Alodur®* Microgrãos, com a composição química 96,8% SiC- α , 0,5% C, 1,8% Si, 0,48% Fe, 0,25% Al, formato angular, distribuição granulométrica: $D_3 = 7,0 \mu\text{m}$ máximo; $D_{50} = 2,5$ a $3,0 \mu\text{m}$ e $D_{94} = 1,0$ mínimo μm (80%), com estrutura cristalina SiC- α ($3,21 \text{ g/cm}^3$), para aplicação de abrasivos;
- Pó de cobalto da Umicore, FSSS = 1,5 μm (Fisher), com a composição química: 99,88%Co, 0,05%Ni de pureza.
- Pó de níquel da Citra do Brasil, FSSS = 4,8 μm (Fisher), com a composição química: 99,92% de pureza, distribuição granulométrica: $D_{10} = 4,3 \mu\text{m}$ máximo, $D_{50} = 9,3 \mu\text{m}$, $D_{90} = 23,6 \mu\text{m}$ e $D_{100} = 49,4 \mu\text{m}$.

Foram preparadas 4 ligas, apresentadas na Tabela 1, por balanço de massa, em Moinho Atritor de alta energia com bolas de metal duro, Figura 1, com álcool isopropílico, por 3 horas.



Figura 1. Moinho Atritor de alta energia com bolas de metal duro com capacidade de 3kg de misturas.

Tabela 1. Características das composições químicas das ligas de metais duros estudados.

Descrição	WC (%)	Ni (%)	Co (%)	SiC- α (%)	Densidade Teórica (g/cm^3)
Liga (1)	84,5	8,0	7,5	0,0	14,10
Liga (2)	83,8	8,0	7,5	0,7	13,77
Liga (3)	83,2	8,0	7,5	1,3	13,49
Liga (4)	81,3	8,0	7,5	3,2	12,69

A Figura 2 (A) apresenta uma imagem obtida por BEI – *Backscattered Electron Image* (elétrons retroespalhados) e na Figura 2 (B) a imagem obtida por SEI (elétrons secundários), da Liga (3) WC-15(Co, Ni)-1,3SiC- α . Na comparação da Figura 2(A) e (B) da mesma imagem BEI (elétrons retro espalhados) com SEI (elétrons secundários) fica clara a identificação do SiC, partícula mais escura (mais leve) no BEI e com tamanho bem maior que o verificado para outros constituintes.

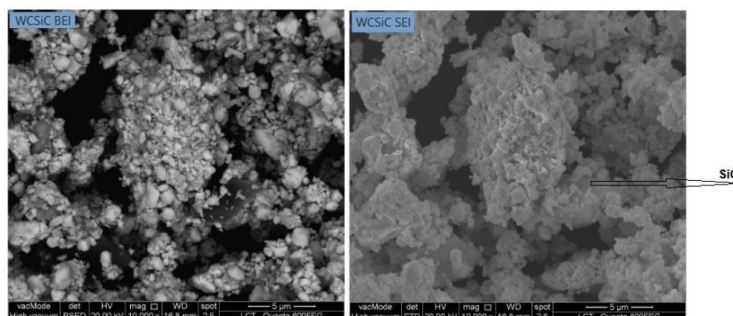


Figura 2(A) BEI e 2(B) SEI (B) – Identificação do SiC- α na mistura WC-15(Co, Ni)-1,3SiC- α .

Com as misturas prontas, foram adicionados 2% em massa de monoetileno glicol (MEG) para cada liga, para facilitar a compressibilidade e extração dos compactados à verde na etapa da compactação. Os corpos de prova foram compactados a uma pressão de 200 MPa, por ação simples numa matriz de aço com um núcleo de metal duro, com diâmetro externo de $\varnothing 25,2 \text{ mm}$ e numa matriz retangular com $12,7 \times 31,7 \text{ mm}$, com massa igual a $40,0 \pm 0,3 \text{ g}$ para todos os corpos de prova. A Tabela 2 apresenta os resultados obtidos dos corpos de provas compactados à verde. Para

saber a perda de massa, foram colocados alguns corpos de prova de cada liga no forno de redução à hidrogênio a uma temperatura de 1000 °C, por 72 horas, considerando o resfriamento lento dentro do forno até a temperatura ambiente.

Tabela 2. Resultados obtidos dos compactados à verde.

Amostra	Densidade (g/cm ³)		Massa Seca (g)	Perda de Massa (%)
	Aparente	Verde		
Liga (1)	3,73±0,3	8,04±0,02	38,14±0,41	4,3±1,0
Liga (2)	3,72±0,3	7,86±0,02	38,40±0,37	4,0±0,9
Liga (3)	3,67±0,3	7,87±0,03	37,89±0,33	5,0±0,7
Liga (4)	3,63±0,3	7,32±0,03	37,94±0,4	5,2±0,9

Em seguida, iniciou-se o ciclo de sinterização em um forno a vácuo com $2 \cdot 10^{-2}$ mbar. Primeiramente, foi realizada a remoção da MEG no próprio ciclo de sinterização, através de um aquecimento lento com taxa de 5°C/min até a temperatura de 300°C, à vácuo e mantendo-se numa estabilidade de 40 minutos para remoção do aglutinante. Após os 40 minutos a 300 °C, aumentou-se a temperatura para 700°C, que foi mantida por 30 minutos para que ocorresse a pré-sinterização, numa taxa de aquecimento de 4°C/min. Após os 30 minutos na estabilização na temperatura de 700 °C, aumentou-se a temperatura para 1250 °C, mantendo-se por 40 minutos para que ocorra o início da fase líquida, numa taxa de aquecimento de 4°C/min. As amostras, já na geometria desejada, foram finalmente sinterizadas em 1380 °C por 60 minutos, denominado Ciclo 1. Após 60 minutos de estabilização na temperatura de 1380 °C, foi introduzido o gás de nitrogênio numa pressão de 20 Bar para o resfriamento rápido, visando uma maior densificação e fechamento da porosidade. O Ciclo 2, respeitou os mesmos parâmetros da sinterização do Ciclo 1, a única diferença foi a temperatura final, sendo de 1420 °C por 60 minutos de estabilidade.

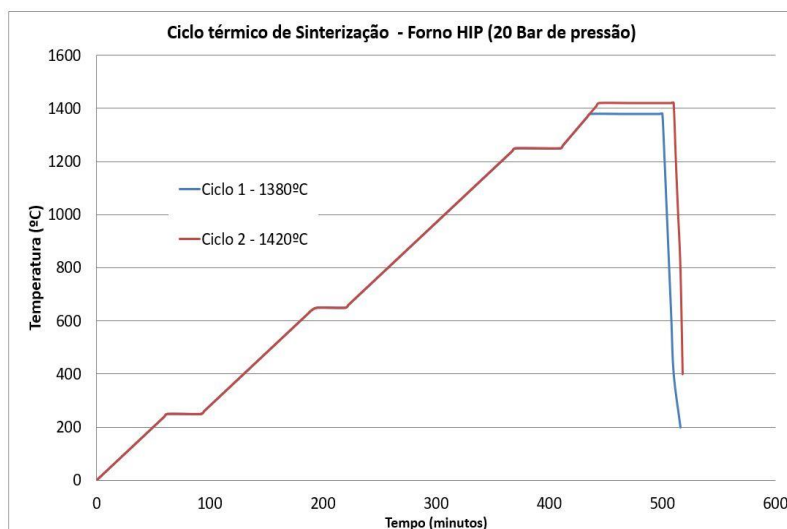


Figura 3 (a). Ciclo térmico de sinterização dos corpos de provas e (b) forno de sinterização HIP utilizado neste trabalho.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

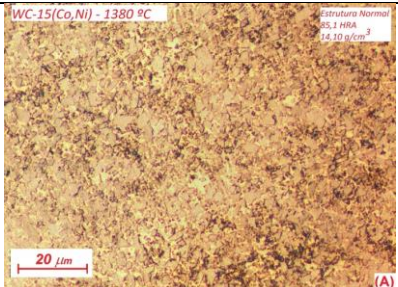
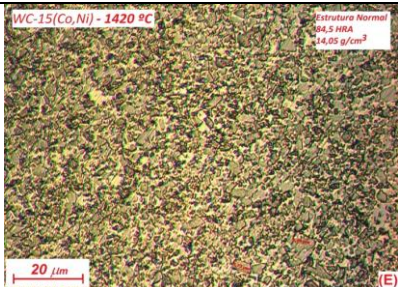
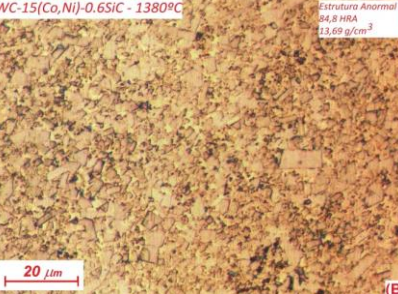
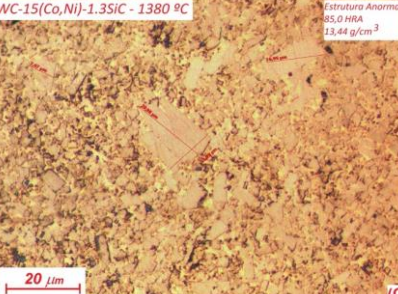
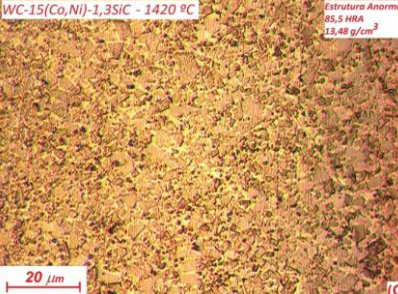
A Tabela 3 apresenta os resultados obtidos de dureza, densidade, contração volumétrica, tamanho do grão médio e tensão de ruptura transversal, das ligas. Também são apresentadas as micrografias das amostras sinterizadas, as porosidades aparentes e os gráficos das propriedades em função da temperatura de sinterização e da adição de SiC- α .

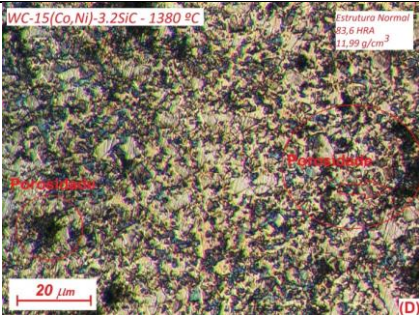
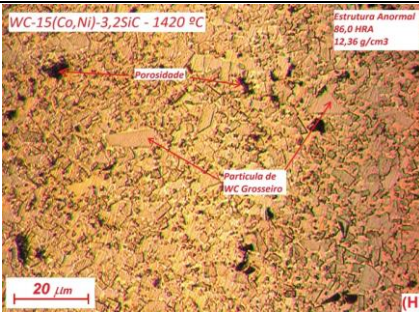
Tabela 3. Resultados obtidos das misturas das ligas após a sinterização HIP.

Amostra	Temp. (°C)	Dureza (HRA)	Densidade (g/cm ³)	Contração Linear (%)		Contração do volume (%)	Tamanho de grão médio WC (µm)	TRS (N/mm ²)
				Ø ext.	Altura			
Liga (1)	1380°C	85,1±0,1	14,08±0,01	20,0±0,3	18,5±0,04	43,1±0,1	3,1±0,1	1805 ± 100
	1420°C	84,5±0,2	14,09±0,01	20,4±0,1	18,5±0,06	45,4±0,8	3,5±0,3	2525 ± 165
Liga (2)	1380°C	84,8±0,1	13,72±0,01	20,6±0,1	19,8±0,24	41,0±0,6	3,7±0,2	2500 ± 10
	1420°C	84,9±0,1	13,69±0,01	20,7±0,12	21,9±0,11	40,6±0,4	4,1±0,4	2525 ± 20
Liga (3)	1380°C	85,0±0,1	13,43±0,04	20,8±0,05	16,5±0,41	41,4±0,1	4,6±0,8	1323 ± 220
	1420°C	85,2±0,1	13,48±0,02	20,6±0,03	17,1±0,21	40,8±0,4	4,9±0,4	1576 ± 76
Liga (4)	1380°C	83,6±0,2	11,90±0,20	20,0±0,35	15,5±0,05	28,7±1,1	3,1±0,2	1260 ± 410
	1420°C	86,0±0,1	12,49±0,12	19,0±0,4	15,3±0,83	29,3±0,8	3,7±0,2	834 ± 16

3.1. Caracterização Microestrutural das ligas

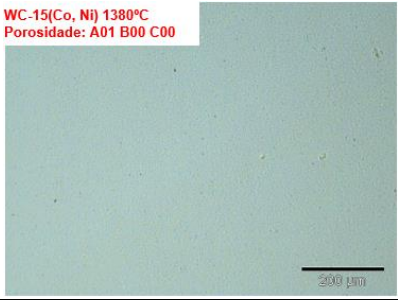
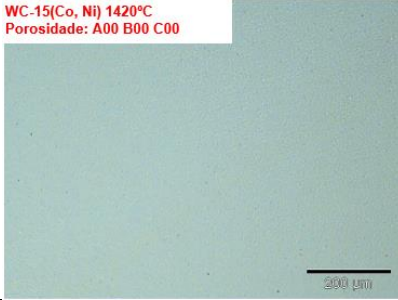
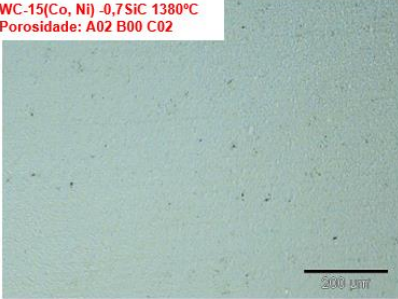
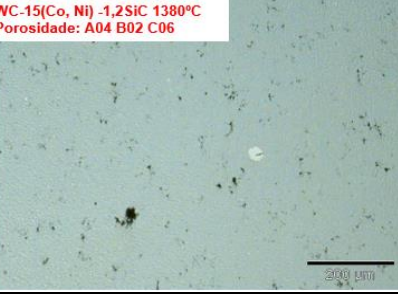
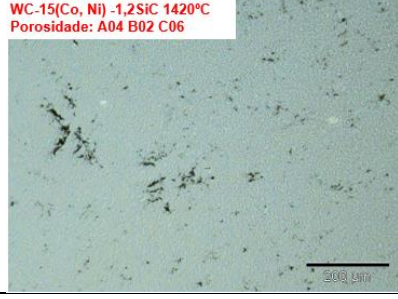
As Figuras 4(A), 4(C), 4(E) e 4(G), mostram as microestruturas de cada de liga obtida para a temperatura de 1380°C e nas Figura 4(B), 4(D), 4(F), e (H) para a temperatura de 1420°C. Nas Figuras 4(E), 4(F) e 4(H), percebe-se uma quantidade pequena de crescimento de grãos de WC, no formato grosseiro, que surgiram por causa da adição do SiC-α, dissolução em fase líquida, e em função da temperatura de sinterização, de 1380°C para 1420°C. Esse mecanismo compromete o desempenho do produto, logo, deve ser evitado. Esse mecanismo não é completamente compreendido e muitas pesquisas sobre a prevenção do crescimento anormal de grãos estão sendo realizadas.

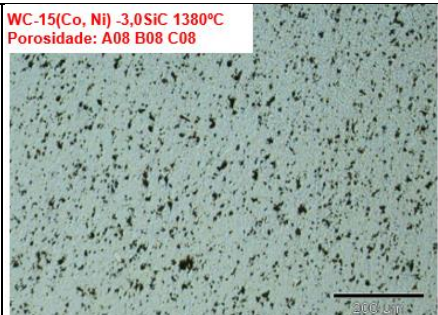
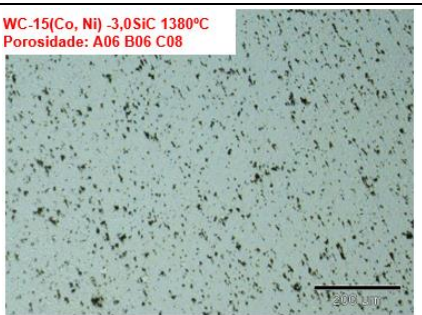
Liga	1380 °C	1420 °C
Liga (1) WC-15(Co,Ni)		
	(A) Tamanho de grão médio WC – 3,1 µm	(E) Tamanho de grão médio WC – 3,5 µm
Liga (2) WC-15(Co,Ni) 0,7% SiC-α		
	(B) Tamanho de grão médio WC – 3,7 µm	(F) Tamanho de grão médio WC – 4,1 µm
Liga (3) WC-15(Co,Ni) 1,32% SiC-α		
	(C) Tamanho de grão médio WC – 4,6 µm	(G) Tamanho de grão médio WC – 4,9 µm

Liga (4) WC-15(Co,Ni) 3,2% SiC- α		
	(G) Tamanho de grão médio WC – 3,1 μm	(H) Tamanho de grão médio WC - 3,7 μm

3.2. Avaliação da porosidade aparente

Foi realizado a análise da porosidade aparente de todos os corpos de prova, Figura 5 (A) a (H), através da microscopia ótica (MO), ampliação de 100 vezes, sem ataque e polido, para melhor identificação dos tipos de porosidade, e comparadas com as normas ASTM B276, ou pela ISO 4505.

Liga	1380 °C	1420 °C
Liga (1) WC-15(Co,Ni)		
	Até 0,02% (140 poros/cm ²)	Até 0,02% (140 poros/cm ²)
Liga (2) WC-15(Co,Ni) 0,7% SiC- α		
	de 0,06 até 0,2% (430 a 1300 poros/cm ²)	Até 0,02% (140 poros/cm ²)
Liga (3) WC-15(Co,Ni) 1,32% SiC- α		
	de 0,02 até 0,6% (140 a 1300 poros/cm ²)	de 0,02 até 0,6% (140 a 1300 poros/cm ²)

Liga (4) WC-15(Co,Ni) 3,2% SiC- α	WC-15(Co, Ni) -3,0SiC 1380°C Porosidade: A08 B08 C08 	WC-15(Co, Ni) -3,0SiC 1380°C Porosidade: A06 B06 C08 
	0,6% (4000 poros/cm ²)	0,6% (4000 poros/cm ²)

As ligas (3) e (4) apresentaram porosidades do Tipo B (poros acima de 20 μm) e C (carbono livre), e isso influenciou nas propriedades do metal duro, principalmente na tensão de ruptura transversal.

3.3. Propriedades das ligas

Observa-se na Figura 6(A), para a liga (1) sem adição do SiC- α , que o aumento da temperatura de sinterização diminui significativamente a dureza. Porém, com a adição de SiC- α , para temperatura de 1420 °C, a liga (2) com 0,7% SiC- α , tende a aumentar a dureza, devido a diluição do SiC- α na fase ligante, caracterizando como um reforço sólido na solução, fase ligante. Na Figura 6 (B), a adição de SiC- α diminui a densidade dos corpos de provas, para ambas as temperaturas, que é modificada a partir da adição de 0,6% SiC- α , diminuindo constante e gradativamente. Isso ocorre por causa da diferença da massa específica dos particulados de WC (15,6 g/cm³) e SiC- α (3,21 g/cm³). Além disso, é modificada também com a presença da porosidade total nos corpos de prova. A mais afetada foi a liga (4) com 3% de SiC- α .

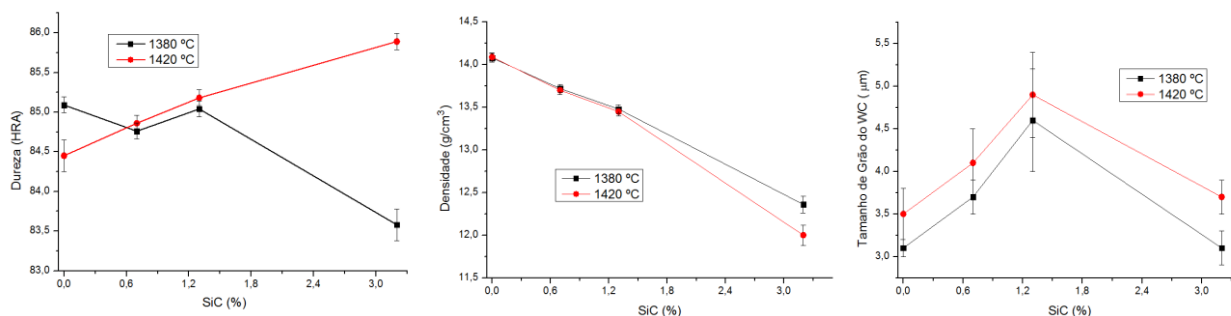


Figura 6 (A) Dureza, (B) Densidade e (C) Crescimento médio dos particulados de WC dos corpos de prova em função da adição de SiC- α e da temperatura.

Na Figura 6 (C), o aumento da temperatura de sinterização, também interferiu para o aumento do tamanho de grão do WC. Ocorreu o crescimento das partículas em função da sinterização em fase líquida, que se deu por dissolução e precipitação. Isto mostra que com a adição de SiC- α , em vez de inibidor, passa a ser um ativador de crescimento das partículas de WC, esses particulados tendem a nuclearem e crescerem de forma irregular e anormal.

As Figuras 7 (A) e 7 (B), apresentam as contrações lineares do diâmetro externo e da altura dos corpos de prova sinterizados, respectivamente. As contrações acima de 18 a 22%, demonstram que estão dentro dos padrões dos metais duros. Abaixo de 18%, significa que há volume de poros em excesso, o que será prejudicial para o produto. Neste caso recomenda-se aumentar a temperatura de sinterização para contribuir no aumento da densificação e no fechamento dos poros. Na Figura 7 (C), percebe-se que sem a adição de SiC- α nos corpos de prova, para as temperaturas de sinterização 1380 e 1420 °C, houve maior densificação nos corpos de prova sinterizados na temperatura de 1420 °C. Com a adição de 0,6% e 1,3%SiC- α , a contração volumétrica diminui, ou seja, houve menor densificação. A Liga (2) com 0,6%SiC- α e a Liga (3) com 1,3%SiC- α , mantiveram-se com os valores de contração volumétrica simétrica. Para a Liga (4) com 3,0%SiC- α , os corpos de provas tiveram contrações volumétricas abaixo de 30%, isso significa que o produto está prejudicado pela presença ou quantidade excessiva de porosidade.

Comparando as densidades (aparentes e à verde) e as contrações (lineares e volumétrica) obtidas neste trabalho com os resultados de Rodrigues et al (2010), apresentados na Tabela 4, para um composto WC-15Co, com pressão de compactação nas amostras de 200 MPa, densidade teórica de 14,0 g/cm³, sinterizado à 1420°C, à vácuo e o resfriamento lento dentro do forno; os resultados foram superiores. A diferença com relação as densidades obtidas e as contrações lineares e volumétricas, podem ser explicadas pelos tamanhos dos particulados utilizados nos experimentos. Rodrigues et al (2010) utilizou pós de WC-6Co -325 Mesh e cobalto -400 Mesh, com 99% de pureza, corrigido por balanço de massa

para chegar na composição WC-15Co. Neste trabalho, foram utilizados pós metálicos de -625 mesh até 1200 mesh, portanto densidades maiores e contrações menores. Além disso, os corpos de provas neste trabalho foram sinterizados em forno sínter-HIP com 20 bar de pressão no resfriamento.

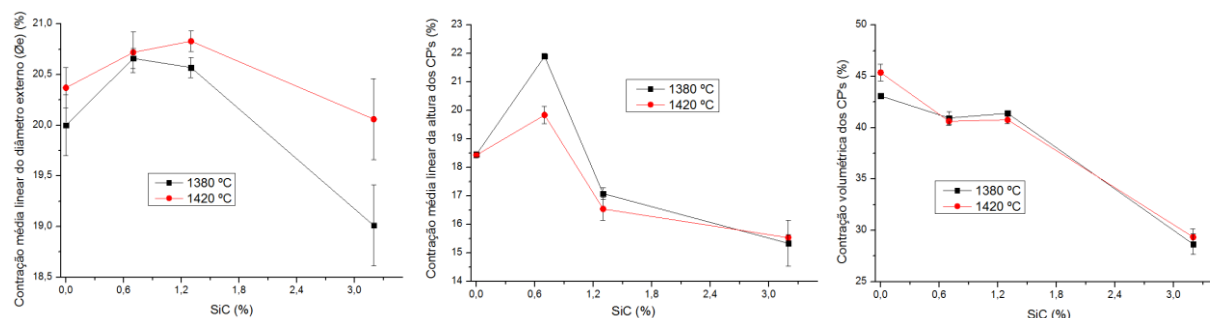


Figura 7 (A) Contração média linear do diâmetro externo (Øe), 7(B) contração média linear da altura e 7(C) contração volumétrica dos corpos de prova em função da adição de SiC- α e da temperatura.

Tabela 4 – Resultados obtidos de uma liga WC-15Co, sinterizada à 1420°C (Rodrigues et al, 2010).

Liga WC-15Co à 1420°C	Densidade (g/cm ³)			Contração Linear (%)		Contração (%)
	Aparente	Verde	Sinterizado	Diâmetro	Altura	Volume
Amostra (1)	2,55±0,02	7,22	13,72	19,7	18,0	48,2
Amostra (2)	2,55±0,02	7,25	13,59	19,7	18,0	48,2
Amostra (3)	2,55±0,02	7,13	13,63	19,7	18,0	48,2

Para a liga (3) com 1,3% de SiC- α e a Liga (4) com 3,2% de SiC- α ocorreu uma diminuição dos valores de resistência de TRS, por consequência do aumento da dureza e da presença de poros nos corpos de prova. Isso pode ser explicado pela existência de defeitos, como o excesso de porosidade e pela presença de carbono livre, tornando o material frágil e com baixa resistência. A Liga (1) sem SiC- α e a Liga (2) com 0,6% de SiC- α , apresentaram valores bastante próximos àqueles encontrados na literatura.

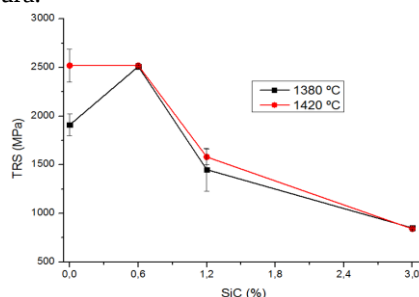


Figura 8. Gráfico TRS em função do percentual de SiC- α , calculado pela equação matemática da Tensão de Ruptura por Flexão pela norma ASTM B406, a partir dos resultados das Tabela 1.

Wu et al (2020) prepararam amostras de WC-15Co e foram tratadas por eletro pulsão (EPT), pois a fase ligante é propensa a microfissuras durante a sinterização por fase líquida, devido à diferença de dureza entre a fase de reforço WC e a fase ligante Co e uma alta proporção de tensão residual. É um método de processamento desenvolvido recentemente e que visa obter uma alta densidade de pulsos de corrente aos materiais em um curto espaço de tempo. Os resultados obtiveram uma tensão de ruptura transversal variando de 2100 a 2450 N/mm². Isso evidencia que as ligas desenvolvidas (1) e (2) são candidatas potenciais para família dos metais duros.

4. CONCLUSÕES

Os resultados apresentados mostram que, para a liga sem adição SiC- α e com a adição de 0,6% SiC- α , em massa (%), apresentaram durezas e resistências à ruptura por flexão constantes para os ciclos de sinterização de 1380 °C e 1420°C, obtendo propriedades físicas e mecânicas comparáveis com metais duros convencionais WC-Co, sugerindo como ótimos candidatos para a família dos metais duros. Para eliminação das porosidades aparentes críticas para as ligas WC-

15(Co, Ni)-1,3SiC- α e WC-15(Co, Ni)-3,2SiC- α , deve-se aumentar as temperaturas de sinterização para melhor densificação e fechamento da porosidade. Novos estudos serão realizados para melhoria do processo de fabricação dessas ligas, visando o aumento gradativo do SiC- α e com a adição de outros elementos químicos para contribuir na formação de carbonetos secundário para inibir o crescimento de grãos anormais do WC.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à CAPES pelo projeto do microscópio ótico fornecido pelo PRO EQUIPAMENTOS-CAPES e às empresas *Treibacher Alodur®* Microgrãos, Uniwidia e BRATS, nossos sinceros agradecimentos.

4. REFERÊNCIAS

- Acchar, W., Zollfrank, C. e Greil, P. (2004). "Microstructure and mechanical properties of WC-Co reinforced with NbC". *Materials Research*. 7. 10.1590/S1516-14392004000300012.
- Correa, E.O., Santos, J. e Klein, A.N. (2010). "Desenvolvimento de metais duros WC-Ni-Si para aplicações de engenharia". *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*. 6. 162-166. 10.4322/tmm.00603008.
- European Commission. (2020). "Critical Raw Materials". Disponível na internet via http://ec.europa.eu/growth/sectors/raw-materials/specific-interest/critical_en, acesso em 31/01/2021.
- Huang, S.W., Samandi, M, Brandt, M. (2004) "Abrasive Wear Performance and Microstructure of Laser Clad WC/Ni Layers. *Wear*", 256, p 1095–1105 512.
- Konyashin, I., Hlawatschek, S., Ries, B., Lachmann, F., Sologubenko, A., Weirich, T. (2010). "A new approach to fabrication of gradient WC-Co hardmetals". *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials - INT J Refract Met Hard Mater*. 28. 228-237. 10.1016/j.ijrmhm.2009.10.003.
- Rodrigues, W.C.; Martins, V., Ferrandini, P. L., Knornschild G. H., Schaeffer, L. (2010). "Desenvolvimento de uma nova rota de produção de metal duro WC-(10,15,20)Co". *Laboratório de Transformação Mecânica - Departamento de Metalurgia - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Revista Eletrônica de Materiais e Processos*, v.5.2 68-75 - ISSN 1809-8797.
- Xiaoyong, R., Zhijian, P., Ying, P., Zhiqiang, F., Chengbiao, W., Longhao, Q., Hezhuo, M. (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* 36 294-299.
- Wu, J., Liao, C., Yang, Y., Wu, M., Yang, G. (2020). "Effects of Electropulsing Treatment on Microstructure and Properties of Cemented Carbide (WC-15Co)". *Metallurgical and Materials Transactions A*. 51. 10.1007/s11661-020-06012-8.
- Zhang, F.G. e Zhu X.P. (2012) "Microstructural evolution and its correlation with hardening of WC-Ni cemented carbides irradiated by high-intensity pulsed ion beam". *Surface & Coatings Technology*, 2012, 206: p. 4146–4155.

5. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

Os autores são os únicos responsáveis pelas informações incluídas neste trabalho.

HARD METAL MANUFACTURE WC-15 (Co, Ni) WITH ADDITION OF NICKEL AND SiC- α BY SINTER HIP

Abstract: This work aims to study the sintered density, linear and volumetric shrinkage, porosity, hardness, transverse rupture stress (TRS) and the evaluation of the average grain size of the WC of 4 carbide alloys, WC-15 (Co, Ni), WC-15 (Co, Ni) -0.7SiC, WC-15 (Co, Ni) -1.3SiC, and WC-15 (Co, Ni) -3.2SiC, with powders extra-fine WC, SiC, Co and Ni. The alloys were prepared using the conventional powder metallurgy route with a unidirectional compacting of 200 MPa in a cylindrical matrix and in a rectangular matrix according to ASTM or ISO. The specimens were sintered in an oven under hot hydrostatic pressure at 1380 and 1420 °C with the addition of nitrogen gas under a pressure of 20 bar. The addition of SiC caused an increase in hardness and a decrease in the values of rupture stress and eventual fragility. The increase in the % SiC resulted in lower densities. The increase in the sintering temperature contributed to the growth of the grain sizes of the WC and, together with the addition of SiC, resulted in a reduction in the hardness of the samples.

Keywords: *hardmetal, Sinter HIP, WC, (Co, Ni), SiC.*