

OS EFEITOS DA ETAPA SINTER-HIP NO PROCESSO DE SINTERIZAÇÃO E NO DESEMPENHO DE USINAGEM COM CARBONETOS CIMENTADOS A BASE DE NbC-Ni COMO FERRAMENTAS DE CORTE ALTERNATIVAS

Laerte José Fernandes

Fábio Miranda

Daniel Rodrigues

Rodrigo Stoeterau

Gilmar Ferreira Batalha

Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – Depto. de Mecatrônica e Sistemas de Engenharia Mecânica – Av. Prof. Mello Moraes, 2231 São Paulo – SP, CEP 05508-030

Brats Ind. e Com. de Prod. Met. Esp. Ltda. Av. Dr. Antônio João Abdalla, 200 - Centro, Cajamar - SP, CEP 07750-620

laertejf@usp.br; fabio.miranda@usp.br; daniel@brats.com.br

rodrigo.stoeterau@usp.br; gilmar.batalha@poli.usp.br

Resumo. Este trabalho tem por objetivo investigar a viabilidade técnica da utilização de carbonetos sinterizados à base de NbC-Ni substituto da liga WC-Co, adicionando a etapa de Sinter-Hip no processo de sinterização, com 20 bar de pressão, gás argônio. Foram produzidas amostras investigando algumas variáveis do processo: ciclos de sinterização e composição química. Amostras foram qualificadas: dureza Vickers, tenacidade e densidade por Arquimedes. Os experimentos de usinagem foram realizados em material de aço AISI 4340 endurecido. A progressão do desgaste do flanco foi definida como o parâmetro de controle analisando o desgaste via câmera CCD, lupa estereoscópica e MEV/EDS. O melhor resultado obteve o teor de fase ligante 10%p, quando comparado a um inserto comercial WC-Co. Apresentou desempenho superior em 88% do tempo de vida médio da aresta de corte. Porém, a dispersão deste tempo de vida foi superior a ferramenta WC-Co referência, 15% e 3% respectivamente. As amostras de NbC-10%p Ni apresentaram maior nível de porosidade que WC-Co. Para melhor densificação, novas amostras com a mesma composição foram produzidas adicionando a etapa Sinter-HIP. Foram realizados novos ensaios, os resultados mostraram que o ajuste do processo de sinterização foi fundamental. Densificação e alteração da microestrutura reduziram a dispersão do tempo de vida médio desta nova classe NbC-Ni.

Palavras chave: carbonetos sinterizados, NbC. Torneamento, Metalurgia do pó, Sinter-HIP

1. INTRODUÇÃO

O carboneto de nióbio tem sido usado como material de fase dura secundária em aços rápidos, metais duros de tungstênio e ferramentas de cermet de titânio, porém o seu potencial como uma fase dura principal em ferramentas de corte precisa ser mais explorado. A dureza do carboneto de nióbio é comparável à dos carbonetos de titânio, tungstênio, molibdênio e cromo. Sua alta dureza oferece alta resistência ao desgaste, desejável para aplicações em ferramentas de corte. Por outro lado, sua baixa solubilidade e altas temperaturas de sinterização são dois pontos-chave a serem superados. O aprimoramento da técnica de sinterização permite explorar todo o seu potencial como material para ferramentas de corte. O processo de compactação a quente, sinterização por indução de alta frequência e sinterização por plasma (SPS) permite a obtenção de carbonetos à base de NbC de alta qualidade.

Este trabalho teve como objetivo analisar os efeitos da adição da etapa de Sinter-Hip no processo de fabricação de ferramentas de corte a base de NbC-Ni, comparando com a mesma classe que foi produzida anteriormente no forno a vácuo mais argônio, com 20 bar de pressão para um resfriamento rápido de 1420°C à 800°C. Estas ferramentas foram comparadas a um inserto comercial WC-Co P10 em testes de torneamento no aço AISI 4340 endurecido, dureza de 320 ± 20 HB. A progressão do desgaste de flanco foi utilizada como parâmetro de comparação, para determinar o desempenho da resistência ao desgaste.

2. REQUISITOS DE FERRAMENTAS DE CORTES E SEUS MATERIAIS

As ferramentas de corte estão sujeitas a enormes esforços, alta temperatura, alta pressão de contato e diferentes condições de desgaste e avarias durante a formação dos cavacos. Os principais requisitos desejáveis para materiais de ferramentas de corte são: dureza e resistência à pressão, resistência à flexão e tenacidade, resistência da aresta, resistência de ligação interna, resistência a alta temperatura, resistência à oxidação, pequena propensão à difusão e adesão, resistência à abrasão e comportamento de desgaste reproduzível (Klocke, 2000).

Segundo Peter e Rosso (2017) uma ferramenta de corte eficaz deve possuir boa resistência ao desgaste para ser capaz de manter sua integridade contra a abrasão durante o serviço, uma tenacidade adequada para poder absorver a energia imposta por diferentes forças de carga / descarga e vibrações e uma dureza adequada para poder sobreviver às contínuas alterações na forma e geometria durante o corte.

Nenhum material de ferramenta existente é capaz de atender a todos esses requisitos simultaneamente. O desenvolvimento de um novo material de corte deve atingir uma solução de compromisso entre dureza e tenacidade (Klocke, 2000; Trent e Wright, 2000).

3. FERRAMENTAS DE METAL DURO A BASE DE NbC-Ni

O carboneto de nióbio (NbC) é usado como a fase secundária do carboneto para aumentar a resistência ao desgaste, melhorando a dureza a quente e limitando o crescimento do grão. No entanto, pesquisas recentes mostraram que o carboneto de nióbio tem propriedades tribológicas, físicas e mecânicas importantes para aplicações de ferramentas de corte que podem ser usadas em vez do carboneto de tungstênio, que tem sido usado há muito tempo nesta aplicação (Woydt et al, 2016; Woydt e Mohrbacher, 2014).

Recentemente, atenção especial tem sido dada ao uso de nióbio para aplicações de ferramentas de corte, usando carboneto de nióbio (NbC) como a principal fase dura do substrato da ferramenta de corte. Algumas das propriedades do carboneto de nióbio foram comparadas com as do carboneto de tungstênio. O carboneto de nióbio tem algumas vantagens distintas sobre este material de corte estabelecido. No entanto, as propriedades mecânicas e particularmente tribológicas do NbC permanecem amplamente inexploradas (Woydt et al, 2016; Woydt e Mohrbacher, 2014).

Pouca atenção foi dada à pesquisa de carboneto de nióbio, embora algumas pesquisas tenham sido realizadas nas décadas de 1960 e 1970. Isso sugere que a disponibilidade e os preços naquela época eram proibitivos. No entanto, hoje houve uma mudança significativa porque o nióbio é um elemento indispensável no processo de fabricação de microliga para tubos de aço, aço para carrocerias de automóveis ou aços de alta resistência para aplicações estruturais, com um volume total de vendas de 85.000 toneladas por ano e o que ocasionou mais pesquisas referentes a esta liga (Woydt et al, 2016; Uhlmann et al, 2018).

O nióbio, nos últimos anos, tem recebido maior atenção, com relação sustentabilidade (meio ambiente). O óxido de nióbio (Nb_2O_5) e o carboneto de nióbio (NbC) não apresentam riscos, ou notificações críticas, ao Programa de Registro, Avaliação, Autorização e Restrição de Substâncias Químicas (REACH), regulamentado pela União Europeia com o objetivo de melhorar a proteção da saúde humana e do meio ambiente contra os riscos apresentados por produtos químicos. O carboneto de nióbio não foi restringido por nenhuma avaliação crítica até o momento. Por outro lado, as composições usadas para obter pó de WC-Co por processo de redução, como trióxido de tungstênio (WO_3) e tetróxido de tricobalto (Co_3O_4), receberam várias classificações devido a problemas mutagênicos, toxicidade carcinogênica pelo REACH (Woydt et al, 2016; Woydt e Mohrbacher, 2014; Franco et al, 2015).

4. TÉCNICAS DE SINTERIZAÇÃO

4.1. Sinterização a vácuo sob gás protetivo

O processo de sinterização ocorre a vácuo ou sob gás de proteção na temperatura adequada para o material. Uma atmosfera de sinterização definida e reproduzível sem oxigênio atmosférico é importante. Isso se deve a diversos fatores, como impurezas, falta de homogeneização do lubrificante, pressão de compactação insuficiente, remoção de gás, densificação insuficiente. Em certas pressões e temperaturas, a alimentação do gás de processo durante a sinterização com argônio, hidrogênio, nitrogênio, metano, dióxido de carbono e outros pode influenciar a estrutura e a composição química das peças de trabalho. A sinterização a vácuo ou sob gás de proteção (até 0,1 MPa) é adequada para um alto nível de densificação com pouca ou nenhuma porosidade aparente (North, et al., 1991 apud Rodrigues, 2006).

4.2. Processo Sinter-HIP

De acordo com German (2014), a sinterização tem dificuldade em densificar materiais que naturalmente resistem a altas temperaturas. Normalmente, a força motriz de sinterização vem da energia de superfície associada a pequenas

partículas. Uma pressão externa aumenta a força motriz, dando uma densificação mais rápida. Assim, a sinterização assistida por pressão é um meio de densificar materiais que normalmente são resistentes à sinterização.

Atualmente, onde o alto desempenho de materiais avançados é necessário, em aplicações de engenharia, os pós-metálicos e cerâmicos devem ser não porosos (densidade total). As principais tecnologias de consolidação a quente hoje aplicadas na indústria para consolidação de pó são Prensagem a Quente (HP), Prensagem Isostática a Quente (HIP), Extrusão de Pó e Forjamento de Pó (Bose e Animesh, 2002). Nas indústrias de metal duro, outra técnica tem sido usada comercialmente, chamada de Sinter-HIP.

Sinter-HIP é um método de consolidação térmica para metal duro em que a aplicação simultânea de calor e pressão (3 a 10 MPa) consolida totalmente o carboneto durante o processo de sinterização. Seguindo o processo de sinterização a vácuo, o gás argônio é introduzido no forno à temperatura de sinterização para reduzir ainda mais a porosidade e garantir a qualidade do material de ferramentas de metal duro de alto desempenho e outras peças sinterizadas. Resulta em um produto que contém pouca ou nenhuma porosidade, produzindo um componente o mais próximo possível da densidade teórica total (German, 2014).

A sinterização a vácuo e o enchimento do forno de sinterização com gás pressurizado para auxiliar a densificação final são empregadas no processamento Sinter-HIP (um processo de sinterização assistida por pressão). Um ciclo típico é mostrado esquematicamente na Figura 1.

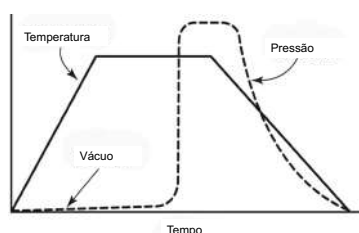


Figura 1. Esquema do ciclo do processo de sinterização assistida por pressão (German, 2014).

Existem vários estudos comparando o processo de sinterização à vácuo com o Sinter-HIP e com o processo HIP para fabricação de insertos ou ferramentas de corte de Cermets à base de carboneto de tungstênio. Nestes trabalhos, mostram um aumento de até 100% nas propriedades de resistência e não existem “lagos” da fase ligante na microestrutura homogênea quando comparado ao processo HIP. Esses estudos mostram que para ferramentas de corte de materiais, em casos de baixo percentual de ligante, em comparação com materiais sinterizados a vácuo com o processo Sinter-HIP, o aumento de resistência das ligas Sinter-HIP é superior (Missoli et al, 1998).

5. MATERIAIS E MÉTODOS

5.1. Desenvolvimento de ferramentas de metal duro a base de NbC-Ni por sinterização a vácuo sob argônio

Ferramentas de corte de diferentes classes de NbC-Ni foram desenvolvidas variando percentual em massa de NbC e Ni e as variáveis de sinterização (atmosfera do forno, tempo e temperatura de patamar de sinterização). O melhor resultado obtido no processo de usinagem foi com a classe de NbC-Ni com um teor de ligante (Ni) de 10% em peso - NbC-Ni_967 (Fernandes et al, 2020). A Tabela 1 apresenta a característica da classe NbC-Ni_967. A classe comercial WC-Co – P10 (K_{IC} : $10,3 \pm 0,1 \text{ MPa.m}^{1/2}$ e dureza: $1670 \pm 0,5 \text{ HV}_{30}$) foi usada como referência nos ensaios de usinagem.

Inicialmente, o desenvolvimento da classe a base de NbC-Ni utilizou o ciclo de sinterização sob vácuo, porém para reduzir as perdas de níquel durante a sinterização, uma atmosfera dinâmica de argônio foi introduzida para o ciclo de sinterização, Figura 2. O uso de argônio minimizou a evaporação de níquel e promoveu um melhor controle do teor de níquel após sinterização. A temperatura e o tempo de patamar da sinterização foram variados para o desenvolvimento das classes dos insertos a base de NbC-Ni. Isso permitiu a obtenção de variações nas propriedades mecânicas dos materiais de corte. Com a variação do tempo de patamar, houve variação na dureza do material, diminuindo principalmente ao crescimento do grão, ou um aumento devido a dissolução do nióbio no níquel. O comportamento da fratura a tenacidade era o inverso da dureza, com o aumento a dureza há uma diminuição da tenacidade a fratura. Uma solução de compromisso foi obtida entre esses dois fenômenos. A evolução do desgaste de flanco foi selecionada como parâmetro de controle para avaliar o desempenho das ferramentas de corte NbC-Ni desenvolvidas comparando com a WC-Co referência.

Tabela 1. Características NbC-Ni_967 em função das variáveis temperatura e tempo de sinterização

Composição (%p)	Dureza HV_{30}	K_{IC} ($\text{MPa.m}^{1/2}$)	Atmos fera	T_{sinter} (min)	t_{sinter} ($^{\circ}\text{C}$)	Dd. (g/cm^3)	Dd. Rel (%)
10%Ni+12%WC+14%TiC+64%NbC	1460±40	8,9±0,4	V+Ar	20	V: 1380 Ar 1420	7,60	97.9

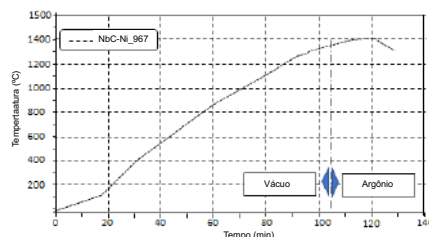


Figura 2. Temperatura de aquecimento e atmosfera durante a sinterização da classe NbC-Ni_967

5.1. Desenvolvimento de ferramentas de metal duro a base de NbC-Ni por sinterização a vácuo sob argônio

Após todas as análises realizadas nas classes de NbC-Ni produzidas anteriormente, foram desenvolvidas duas novas amostras de NbC-Ni adicionando a etapa de Sinter-HIP: as classes SH1 e SH2 tendo como referência a classe NbC_Ni-967 que obteve o melhor desempenho em relação as classes de NbC-Ni. A adição do processo de Sinter-HIP teve como motivo a redução da porosidade com o intuito de reduzir a dispersão da vida da aresta de corte durante o processo de torneamento, mantendo ou melhorando o desempenho alcançado nos testes de usinagem realizados da classe_NbC-Ni-967.

O processo de sinterização foi composto por duas etapas. A primeira sendo igual ao processo realizado para a classe NbC-Ni_967 e descrito na Tabela 1 sinterização sob vácuo com argônio. E a segunda etapa, o processo Sinter-HIP, parâmetros descritos na Tabela 2

A única alteração na preparação dos pós entre a classe NbC_Ni-967 e as classe SH1 e SH2, foi a alteração no tempo de moagem de 0,5 hora para uma hora com o intuito de obter uma estrutura mais homogênea. Todas as outras etapas de preparação foram mantidas as mesmas. As classes SH1 e SH2 foram produzidas no mesmo período e os testes de usinagens ocorreram simultaneamente para as duas classes.

Tabela 2. Composição e parâmetros de sinterização das ferramentas de corte a base de NbC-Ni – Sinter-HIP

ID	Composição (%p)	Atm	t _{sinter} (°C)	Dd. (g/cm ³)	Dd.Rel (%)
SH1	10%Ni + 12%WC + 14% TiC + 64% NbC	Vácuo + N ₂ + pressão 20 bar	1400	7,69	99
SH2			1400	7,73	99,5

A primeira etapa de sinterização, sob vácuo + argônio, para estas novas classes foram iguais a classe NbC-Ni_967, Figura 2. A segunda etapa, processo Sinter-HIP, foi adicionada após a primeira etapa. O ciclo de resinterização utilizado no Sinter-HIP está representado conforme Figura 3.

A principal diferença entre os ciclos SH1 e SH2, Figura 3(a) e Figura 3(b) respectivamente, é que no primeiro logo após a injeção de N₂ e a pressão a 20 bar o forno foi desligado, enquanto no ciclo SH2 o forno foi mantido ligado para a queda de temperatura.

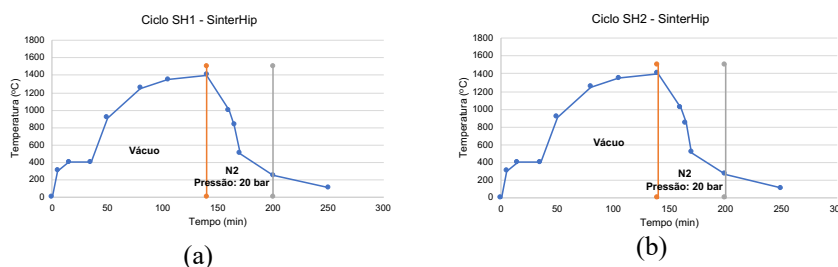


Figura 3. Ciclo de Sinter-HIP – SH1 e SH2

O desenvolvimento destas novas 2 classes foi baseado na análise do desempenho da usinagem, principalmente a dispersão do tempo de vida da aresta de corte e a porosidade das amostras de NbC-Ni em relação a amostra referência de WC-Co. Por meio destas análises foi decidido a fabricação das classes NbC-Ni_967 com a adição do processo Sinter-HIP (SH1 e SH2), pois esta classe foi a que obteve o melhor resultado de desempenho de usinagem quando comparada a amostra de WC-Co referência. A evolução do desgaste do flanco foi realizada utilizando experimentos de torneamento. O desgaste do flanco foi medido em um período de tempo pré-definido. Os testes foram realizados em um torno CNC (Romi E280) com rotação máxima de 4000 rpm e potência máxima de 18,5kW. Os corpos de prova utilizados foram o aço ANSI 4340 com diâmetro inicial de 90mm e 325mm de comprimento, temperado e revenido com uma dureza de 320 ± 20 HB.

6. RESULTADOS

A Figura 4 mostra o desempenho comparativo de cada classe desenvolvida no processo Sinter-HIP (SH1 e SH2) comparando com a WC-Co referência e a NbC-Ni_967 que foi a classe que apresentou o melhor resultado nos testes de usinagem anteriormente, em termos de vida útil para um $VB_B = 0,3$ mm.

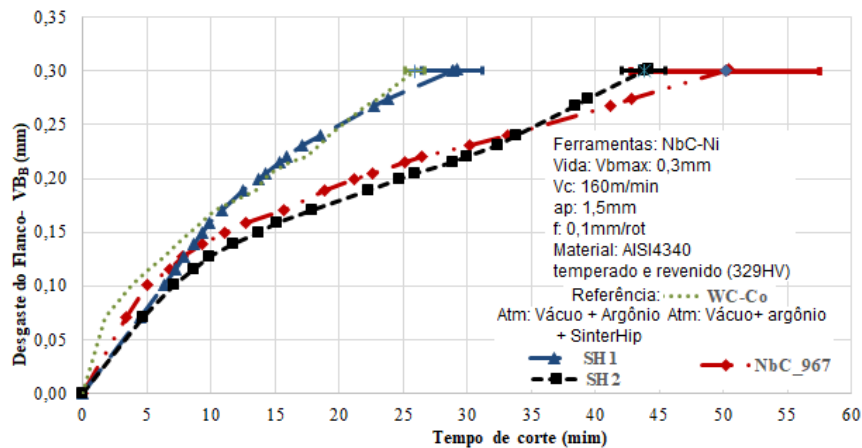


Figura 4. Comparação de desempenho médio do desgaste do flanco (VB_B) das classes de ferramentas de corte classe SH versus ferramenta de referência WC-Co e NbC-Ni_967

As classes sinterizadas sob vácuo e argônio com a adição do processo de Sinter-Hip, SH1 e SH2, tiveram um desempenho médio de diferentes torneamentos, considerando a vida útil da aresta de corte durante o processo de usinagem.

A classe SH1 teve um tempo médio de vida por aresta de corte de 28,8 minutos com um desvio padrão de 2,1 minutos, enquanto a classe SH2 o tempo médio foi de 43,8 minutos com o desvio padrão de 1,6 minutos. Portanto a classe SH2 teve um tempo de vida da aresta de corte superior a SH1 em 51,9%.

A principal diferença entre estas classes no processo de fabricação foi o tempo de resfriamento no processo Sinter-HIP. A Classe SH1 teve um tempo menor de resfriamento com uma queda maior da temperatura em relação a classe SH2. Devido a esta diferença no processo, a microestrutura entre elas é diferente, a SH1 apresenta grão de carbonetos de NbC maiores do que a classe SH2 (Figura 6). A dureza e fratura à tenacidade também são diferentes conforme descrito na Tabela 2

Comparando as classes SH com a classe NbC-Ni_967, tem-se que a classe SH1 apresentou um desempenho inferior em 41%, sendo que o tempo médio de vida por aresta de corte foi respectivamente 28,8 e 48,9 minutos. A principal diferença entre elas é a dureza e fratura à tenacidade, a classe SH1 tem dureza de 1402 ± 25 HV₃₀ e $K_{IC} = 9,2 \pm 0,3$ MPa.m^{1/2}, enquanto a classe NbC-Ni_967 tem uma dureza de 1460 ± 29 HV₃₀ e $K_{IC} = 8,9 \pm 0,4$ MPa.m^{1/2}. Porém, a dispersão da SH1 foi de 8% do tempo de vida e a NbC-Ni_967 foi de 15%, uma redução da dispersão na ordem de 3,5 vezes. A principal diferença na micrografia foi a redução da porosidade da SH1 conforme Tabela 3. Há a norma B276 – 05 (reaprovada em 2015), método de teste padrão para porosidade aparente em metal duro, que classifica a porosidade em três tipos: Tipo A: poros ≤ 10 μ m; Tipo B: poros na faixa de >10 a ≤ 25 μ m e Tipo C: porosidade resultante do carbono não combinado.

A Classe SH2 apresentou estatisticamente um desempenho igual a NbC-Ni_967, 43,8 e 50,2 minutos respectivamente. Porém, houve uma redução da dispersão de 4,6 vezes, de 15% para 3,7% para a classe SH2. A dureza da classe SH2 é inferior a classe NbC-Ni_967, 1460 ± 29 HV₃₀ e 1407 ± 29 HV₃₀ respectivamente. A tenacidade é praticamente a mesma, classe SH1 é de $9,0 \pm 0,3$ MPa.m^{1/2} e a classe NbC-Ni_967 é de $8,9 \pm 0,4$ MPa.m^{1/2}. Entretanto, a SH2 apresenta um nível de porosidade menor que a NbC-Ni_967 (Tipo A: A4; Tipo B: - versus Tipo A: A6; Tipo B: B2, respectivamente).

Em relação a classe WC-Co referência a classe SH1 apresentou um desempenho igual estatisticamente do tempo de vida médio da aresta de corte, 25,9 minutos contra 28,8 minutos para a classe SH1. Porém, a dispersão da WC-Co é inferior a SH1 2,6 vezes (3,2% e 8,0% respectivamente).

A Classe SH2 teve um desempenho superior 68,9% no tempo de vida médio da aresta de corte, 43,8 contra 25,9 minutos respectivamente. Entretanto, a dispersão da WC-Co referência 3,2% enquanto a SH2 foi de 3,7%.

Portanto, com a adição da etapa de Sinter-HIP houve uma reprodutividade no comportamento de desgaste. A SH2 teve uma dispersão 1,15 vezes superior a WC-Co referência e 75,5% inferior a NbC-Ni_967. Enquanto a classe NbC-Ni_967 tinha uma dispersão 4 vezes superior a WC-Co referência como pode ser visto na Figura 5(a)(b)(c).

Tabela 3. Classificação dos tipos de porosidade – Norma B276-05 (reaprovada em 2015)

Tipos	SH1	SH2	NbC Ni-967	WC-Co ref.
Tipo A	A4 (0,06% Vol)	A4 (0,06% Vol)	A6 (0,2% Vol)	A2 (0,02% Vol)
Tipo B	-	-	B2 (0,02% Vol)	-
Tipo C	-	-	-	-

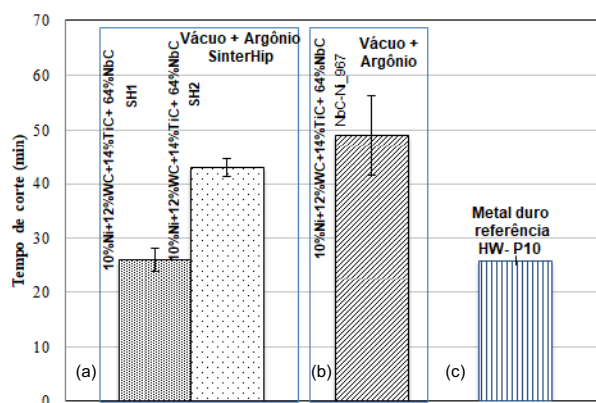


Figura 5. Vida útil das ferramentas de corte para $VB_B = 0,3\text{mm}$: Classes SH, NbC-Ni_967 e WC-Co referência

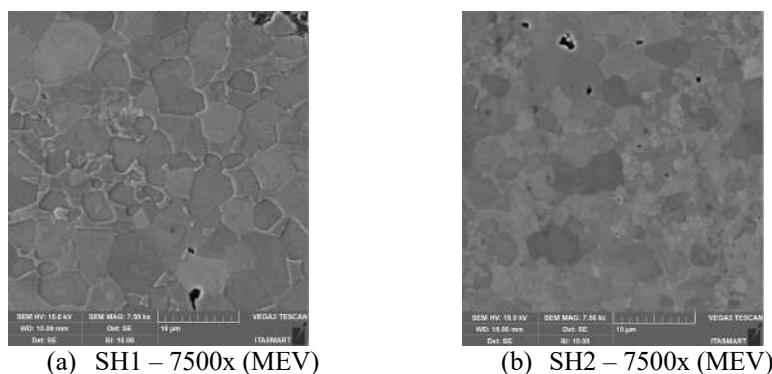


Figura 6. Comparação de tamanho de grão – SH1 e SH2

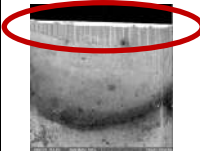
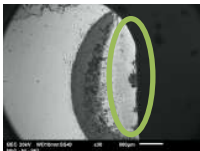
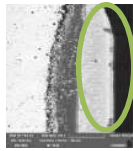
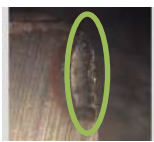
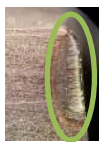
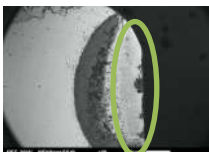
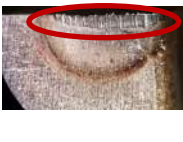
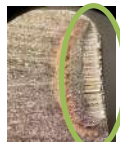
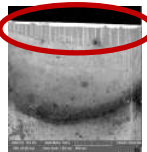
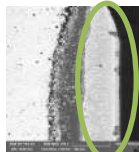
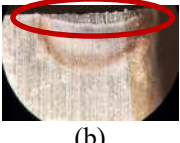
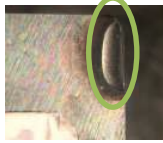
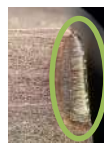
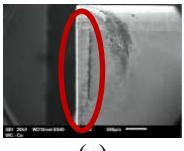
Foram feitas as comparações entre as classes SH em relação a NbC-Ni_967 e WC-Co referência em relação aos mecanismos de desgaste que agiram durante o processo de torneamento, conforme Tabela 4.

A Classe SH1, apresentou um desgaste abrasivo mais regular na aresta de corte na face principal em relação ao NbC-Ni_967. Isto pode ter ocorrido devido a redução de porosidade com a adição do processo de Sinter-HIP na classe SH1. A classe SH1 apresentou menos lascamento no gume da aresta. Estes lascamentos foram provenientes do desgaste adesivo que ocorreu durante o processo de torneamento. O desgaste adesivo causou mais danos na classe NbC-Ni do que a classe WC-Co devido que para este sistema a interação físico-química entre os carbonetos e ligante são diferentes e nas análises das microestruturas mostraram que há uma maior contiguidade nas classes de NbC-Ni do que a classe WC-Co referência.

As comparações entre as classes SH1 e SH2 com a classe WC-Co referência, com a adição do processo Sinter-HIP houve uma redução dos mecanismos de desgaste de adesão e uma melhor uniformidade do desgaste de abrasão. Porém comparando com a classe WC-Co referência a abrasão não é tão uniforme como pode ser verificado na Tabela 4. Isto pode se dever que a classe WC-Co referência apresenta uma microestrutura mais homogeneia que as classes SH. As classes SH apresentam muita contiguidade e uma distribuição heterogêneas dos carbonetos.

Porém em relação a adesão que é a principal causa do lascamento no gume da aresta, a classe SH2 apresentou danos bem parecido com a WC-Co referência. Enquanto a classe SH1 os danos apresentando são maiores que a classe referência, entretanto com danos menores que a classe NbC-Ni_967, demonstrando que a adição do processo Sinter-HIP reduziu o efeito do mecanismo de adesão e deixou o desgaste por abrasão mais uniforme.

Tabela 4. Comparação dos desgastes ocorridos – Abrasão e Adesão

	NbC-Ni 967	NbC-Ni SH1	NbC-Ni 967	NbC-Ni SH1
Lupa	 (a)	 (b)	 (c)	 (d)
MEV	 (e)	 (f)	 (g)	 (h)
	NbC-Ni 967	NbC-Ni SH2	NbC-Ni 967	NbC-Ni SH2
Lupa	 (a)	 (b)	 (c)	 (d)
MEV	 (e)	 (f)	 (g)	 (h)
	WC-Co	NbC-Ni SH1	WC-Co	NbC-Ni SH1
Lupa	 (a)	 (b)	 (c)	 (d)
MEV	 (e)	 (f)	 (g)	 (h)
	WC-Co	NbC-Ni SH2	WC-Co	NbC-Ni SH2
Lupa	 (a)	 (b)	 (c)	 (d)
MEV	 (e)	 (f)	 (g)	 (h)

7. CONCLUSÃO

O emprego de uma ressinterização sob pressão, Sinter-HIP, em amostras sinterizadas sob vácuo + argônio, reduziu a dispersão do tempo de vida médio da aresta de corte de 4 a 8%, devido a uma microestrutura com menor incidência de poros (densidade Classes SH: 7,69 e 7,73g/cm³ e NbC_Ni-967: 7,60g/cm³), bem como a um melhor controle no tamanho dos grãos de NbC. As classes NbC-Ni que passaram por Sinter-HIP não apresentaram porosidade Tipo B, apresentando porosidade Tipo A4. Sem o emprego de Sinter-HIP a porosidade variou do Tipo B2 a B6 e do Tipo A4 a A6. O mecanismo de desgaste de adesão reduziu sensivelmente com a adição da etapa de Sinter-HIP no processo de sinterização. Pois este processo promove uma melhor interação físico-química entre carbonetos e ligante.

8. REFERÊNCIAS

- Bose, A. and Animesh, W.B., 2003. Hot Consolidation of Powders & Particulates, Princeton, NJ, EUA, MPIF.
- Fernandes, L.J., Stoeterau, R.L., Batalha, G.F. et al., 2020. Influence of sintering condition on the tool wear of NbC-based Ni binder-cemented carbide cutting tools. Int J Adv Manuf Technol 106, 3575–3585 <<https://doi.org/10.1007/s00170-019-04838-0>>
- Franco, E., Costa, C.E., Tsipas, S.A., Gordo, E., 2015. Cermets based on FeAl–NbC from composite powders: Design of composition and processing. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials 48, p. 324–332.
- German, R. M. 2014, Sintering from empirical observations to scientific principles. Butterworth Elsevier Ed.1,
- Klocke, F., 2011. Manufacturing processes 1: cutting. Berlin: Springer.
- Missol, W., Karwata, T., Krajzel, J. and Bujok, J. 1988. Comparison of the Properties of Ultrafine and -conventional Hardmetals, Proceedings of the 1998 Powder Metallurgy World Congress and Exhibition, Spain, Vol. 4, 152 – 157.
- Peter, P., Rosso, M., 2017. Manufacturing, Composition, Properties and Application of Sintered Hard Metals, Powder Metallurgy - Fundamentals and Case Studies <<https://www.intechopen.com/books/powder-metallurgy-fundamentals-and-case-studies/manufacturing-composition-properties-and-application-of-sintered-hard-metals>>
- Rodrigues, M. F., 2006. Sinterização termobárica da liga de metal duro WC-10%pCo. 2000, Dissertação de mestrado submetida ao Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos, Rio de Janeiro.
- Trent, E, Wright P., 2000. Metal cutting. 4th ed. Oxford: Butterworth-Heinemann.
- Uhlmann, U., Hinzmann, D., Kropidlowksi, K., Meier, P., Prasol, L., Woydt, M., 2018. Increased tool performance with niobium carbide based cutting materials in dry cylindrical turning, 8th CIRP Conference on High Performance Cutting. June 25-27, 2018 Budapest, Hungary, de Procedia CIRP, v. 77, pp. 541-544. ISSN 2212-8271.
- Woydt, M., Mohrbacher, H., Vleugels, J., Huang, S.G., 2016. Niobium carbide for wear protection - tailoring its properties by processing and stoichiometry. Metal Powder Report, v.1, n 4, p.265-272.
- Woydt, M., Mohrbacher, H., 2014. The tribological and mechanical properties of niobium carbides (NbC) bonded with cobalt or Fe₃Al. Wear, 321, p. 1-7

9. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

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

THE EFFECTS OF SINTER-HIP PROCESSING ON THE MACHINING PERFORMANCE OF CEMENTED CARBIDES BASED ON NbC-Ni SYSTEMS AS ANTERVATIVE CUTTING TOOLS

Abstract. This work aims to investigate the technical viability of the use of cemented carbides based on the NbC-Ni systems as an alternative to the WC-Co system, adding the Sinter-HIP step in the sintering process. Samples were produced investigating some process variables: sintering cycles and chemical composition. Samples were qualified by testing their hardness, toughness and density. The machining experiments were performed on hardened AISI 4340 steel material. The progression of the flank wear was defined as the control parameter analyzing the wear via CCD camera, stereoscopic loupe and SEM / EDS. The best result obtained a binder content of 10%wt, when compared to a commercial WC-Co insert. It showed superior performance in 88% of the average cutting-edge life. However, the dispersion of this lifetime was superior to the reference WC-Co tool, 15% and 3% respectively. The samples of NbC-10%wt Ni showed a higher level of porosity than WC-Co. For better densification, new samples with the same composition were produced by adding the Sinter-HIP step. New tests were carried out, the results showed that the adjustment of the sintering process was fundamental. Densification and microstructure alteration reduced the average lifetime dispersion of this new class NbC-Ni.

Keywords: cemented carbide, Niobium carbide, machining, Sinter-HIP, powder metallurgy

RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.