UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

LUÍS MATEUS GENOVA

Caracterização de compósitos homogêneos e heterogêneos (materiais com gradiente funcional) a base de Al_2O_3 - NbC para aplicações como ferramentas de corte

São Carlos

2019

LUÍS MATEUS GENOVA

Caracterização de compósitos homogêneos e heterogêneos (materiais com gradiente funcional) a base de Al_2O_3 - NbC para aplicações como ferramentas de corte

Versão Corrigida

Original na unidade

Dissertação apresentada ao programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciências.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientadora: Vera Lúcia Arantes

São Carlos

2019

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

G335c Genova, Luís Mateus
 Caracterização de compósitos homogêneos e heterogêneos (materiais com gradiente funcional) a base de Al_2O_3 -NbC para aplicações como ferramentas de corte / Luís Mateus Genova; orientadora Vera Lúcia Arantes. São Carlos, 2019.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2019.

1. Materiais com gradiente funcional. 2. SPS. 3. ferramentas de corte cerâmicas. 4. NbC. 5. Al_2O_3 . I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **LUÍS MATEUS GENOVA.**

Título da dissertação: "Caracterização de compósitos homogêneos e heterogêneos (materiais com gradiente funcional) a base de Al₂O₃-NbC para aplicações como de ferramentas de corte".

Data da defesa: 12/08/2019

Comissão Julgadora:

Resultado:

Profa. Associada **Vera Lúcia Arantes**
(Orientadora)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Aprovado

Prof. Dr. **José Luis García**
(AB Sandvik Coromant R&D)

APROVADO

Profa. Dra. **Adriana Scoton Antonio Chinelatto**
(Universidade Estadual de Ponta Grossa/UEPG)

APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais:
Prof. Associado **Rafael Salomão**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Titular **Murilo Araujo Romero**

*Aos meus pais Sr. Lino Jaime e Cristina,
por todo amor que criaram a mim e meu irmão,*

*Ao meu irmão Ulisses,
meu melhor amigo,*

*À todos meus familiares e ancestrais,
que sempre me ajudaram muito de alguma forma,*

*À Denise,
por todo amor e carinho,*

*À todos meus amigos,
que deixaram uma parte em mim,*

*À todos meus professores,
que sempre me ensinaram muito,*

*E a todos cidadãos conscientes de
suas responsabilidades sociais.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a minha família, por todo amor, ajuda, não somente nestes dois anos, mas em todo o caminho que me fez chegar até aqui desde antes de nascer;

À Profª Dra. Vera Lúcia Arantes pela oportunidade de aprender, sua valiosa orientação e ensinamentos;

Aos professores da USP que me ensinaram de alguma forma, seja por disciplinas ou ajuda na pesquisa: Falcão, Eduardo Bellini, Carlos Fortulan, Haroldo Cavalcanti, Renato Vitalino, Inês, Valmor, Tarpani, Chinelatto, Garcia e a todos os outros que eu não conheço e que contribuem com o departamento;

À todos os técnicos da EESC, em especial os que me auxiliaram: Luiz, Pedro, João, Denilson, Ricardo, Wagner, Erê, Alberto e Douglas;

À todas amizades que fiz aqui na USP, em especial: Samuel, Russo, Renato Ferreira, Cesar, Mineiro, Lucão, Arai, Johnatan, Guilherme, Thiago, Pepe, Raul, Daniel, Aninha, Jonadabe, Takeya, Gualter, Maranhão, Ricardinho, Nico, Pedrinho, Pedrão, Leandro e Luiz.

Aos meus amigos da vida que de alguma forma me auxiliaram no mestrado também, em especial: Vinícius, Douglas, Alex, Slow e Bruno.

À Denise pelo amor, carinho e apoio;

Aos outros amigos que dividiram seu teto comigo em São Carlos: Kálliman, Japa, Renato, Rato, Gringo, Bruno, Allan, Gabriel, Hebraica, Gaston, James e Fabrício;

Ao Vitor secretário do programa;

Ao programa;

À EESC;

À USP;

E a todos os cidadãos que contribuem com seu imposto, com serviços ou com sua ajuda formal e informal para a educação no país e na humanidade.

“Eu sou um intelectual que não tem medo de ser amoroso. Amo as gentes e amo o mundo. E é porque amo as pessoas e amo o mundo que eu brigo para que a justiça social se implante antes de caridade”.

...

“Não há saber mais ou saber menos, há saberes diferentes”.

...

Paulo Freire

RESUMO

Ferramentas de corte cerâmicas possuem um desempenho superior em altas velocidades de corte comparada aos tradicionais cermetos de WC-Co. Isto ocorre pela sua dureza elevada, especialmente em altas temperaturas e grande estabilidade térmica. Porém, a baixa tenacidade à fratura e a fratura frágil das cerâmicas limitam seu uso. Geralmente as ferramentas cerâmicas são matriz de Al_2O_3 reforçadas com carbeto como TiC, WC, SiC ou ZrO_2 . Devido à abundância de minério de Nióbio no Brasil, trabalhos recentes estudaram a viabilidade do NbC como reforço, onde foi constatado que o mesmo também oferece boas propriedades, sendo uma boa alternativa, melhorando as propriedades da ferramenta. A resistência ao desgaste é um fator importante para avaliar o tempo de vida de uma ferramenta, e há poucos estudos sobre os mesmo deste novo compósito. O presente trabalho estudou o comportamento em desgaste e propriedades mecânicas, como dureza e tenacidade à indentação, para amostras de Al_2O_3 com teores de 5, 15, 25 e 30% em peso de NbC. As peças foram produzidas por Sinterização assistida por corrente elétrica (SPS). Foi constatado um aprimoramento da resistência ao desgaste com o aumento do teor de NbC, mesmo a dureza tendo atingido um valor constante. Isto mostra que a resistência ao desgaste pode ser um fator determinante para selecionar o teor adequado de NbC a fim de garantir melhor desempenho. Também foram estudadas as propriedades dos compósitos homogêneos e heterogêneos de Al_2O_3 -NbC, assim como do cermeto comercial de WC-Co. Os resultados de aprimoramento da dureza e tenacidade à indentação do material com gradação funcional (MGF) de composição química em relação ao seu compósito homogêneo comprovam a eficácia das tensões residuais de compressão na superfície das peças, dificultando a propagação da trinca. Porém no modelo de ensaio pino-disco, as tensões residuais de compressão, mesmo que elevando a dureza e a tenacidade à indentação, prejudicaram a resistência do material com gradiente funcional (MGF) comparado ao seu compósito homogêneo e o cermeto de WC-Co comercial.

Palavras-chave: Materiais com gradiente funcional (MGF), SPS, ferramentas de corte cerâmicas, NbC, Al_2O_3 .

ABSTRACT

Ceramic cutting tools have superior performance at high cutting speeds compared to traditional WC-Co cermets. This is due to its high hardness, especially at high temperatures and high thermal stability. However, the low fracture toughness and brittle fracture of the ceramics limit its use. Generally, the ceramic tools are Al_2O_3 reinforced with carbides such as TiC, WC, SiC or ZrO_2 . Due to the abundance of Niobium ore in Brazil, recent studies have studied the viability of NbC as reinforcement, where it was found that it also offers good properties, being a good alternative, improving the properties of the tool. The wear resistance is an important factor to evaluate the lifetime of a tool, and there are few studies on the same of this new composite. The present work studied the behavior in wear and mechanical properties, such as hardness and indentation toughness, for samples of Al_2O_3 with contents of 5, 15, 25 and 30% by weight of NbC. The samples were produced by Spark Plasma Sintering (SPS). An improvement in the wear resistance with the increase in NbC content was observed, even when the hardness reached a constant value. This shows that wear resistance may be a determining factor in selecting the appropriate NbC content to ensure better performance. The properties of the homogeneous and heterogeneous composites of Al_2O_3 -NbC as well as the commercial WC-Co cermet were also studied. The results of the improvement of the hardness and indentation toughness of the material with functional gradient (FGM) of chemical composition in relation to its homogeneous composite prove the effectiveness of the residual stresses of compression on the surface of the pieces, making difficult the propagation of the crack. However, in the pin-disc test model, the residual stresses of compression, even raising the hardness and the indentation tenacity, prejudice the resistance of the MGF compared to its homogeneous composite and commercial WC-Co cermet.

Palavras-chave: Functional gradient material (FGM), SPS, ceramics cutting tools, NbC, Al_2O_3 .

SUMÁRIO

1 Introdução.....	17
2 Objetivos.....	19
3 Revisão bibliográfica.....	21
3.1 Materiais com gradiente funcional.....	21
3.2 Processamento por sinterização assistida por corrente elétrica (SPS).....	23
3.3 Materiais usados para ferramentas de corte.....	24
3.3.1 Introdução.....	24
3.3.2 Materiais a base de NbC para ferramentas de corte.....	25
3.3.3 NbC em matriz de Al_2O_3	28
3.4 Tribologia aplicada a ferramentas de corte.....	30
3.4.1 Introdução.....	30
3.4.2 Mecânica do corte.....	31
3.4.3 Falha e desgaste das ferramenta de corte.....	33
3.4.4 Mecanismos de desgaste.....	34
3.4.5 Desgaste das ferramentas cerâmicas.....	38
3.4.6 Taxa de desgaste.....	40
4 Metodologia.....	43
4.1 Materiais utilizados.....	43
4.2 Procedimento experimental.....	43
4.2.1 Compósitos homogêneos de Al_2O_3 -NbC.....	43
4.2.2 Compósito heterogêneo de Al_2O_3 -NbC (material com gradiente funcional).....	44
4.3 Caracterização dos materiais processados.....	45
4.3.1 Medição da Densidade.....	45
4.3.2 Acabamento superficial e Rugosidade.....	45
4.3.3 Microestrutura.....	46
4.3.4 Dureza Vickers.....	46
4.3.5 Tenacidade à indentação.....	46
4.3.6 Análise tribológica.....	47
5 Resultados e discussão.....	49
5.1 Compósitos homogêneos de Al_2O_3 -NbC.....	49

5.1.1 Densidade.....	49
5.1.2 Rugosidade.....	49
5.1.3 Microestrutura.....	50
5.1.4 Dureza Vickers.....	51
5.1.5 Tenacidade à indentação.....	54
5.1.6 Análise tribológica.....	55
5.2 Compósito heterogêneo de Al_2O_3 -NbC (material com gradiente funcional).....	66
5.2.1 Densidade.....	66
5.2.2 Rugosidade.....	66
5.2.3 Microestrutura.....	67
5.2.4 Dureza Vickers.....	67
5.2.5 Tenacidade à indentação.....	68
5.2.6 Análise tribológica.....	69
6 Conclusões.....	75
7 Sugestões de Trabalhos futuros.....	77
8 Referências.....	79

1. Introdução

Ferramentas de corte estão presentes na vida de todos, e são elas: tesouras, facas, serras, brocas, fresas, rebolos, abrasivos, gumes, entre outros. Elas nos auxiliam desde tarefas simples do dia a dia, até aplicações mais avançadas e industriais como perfuração de poços de petróleo, mineração ou usinagem de aços para diversos setores da indústria.

Para aplicações como ferramentas de corte, é necessário que os materiais que a compõem tenham qualidades como: elevada dureza a frio bem superior a peça usinada; elevada dureza a quente; tenacidade para resistir a consideráveis esforços de corte e impacto; resistência à abrasão; estabilidade química e facilidade de fabricação a custos viáveis.

Nenhum dos materiais de corte possui todas essas qualidades em mais alto grau. Pelo contrário, materiais de corte que possuem desempenho extraordinário em alguma propriedade, possuem deficiência em outra. Então, para cada trabalho específico, deve se conhecer quais as exigências primordiais e secundárias, de modo a escolher o material mais adequado (STEMMER, 2005).

Normalmente, o material mais adequado para uma aplicação se encontrará em um dos seguintes grupos: aços ferramentas; aços rápidos comuns; aços rápidos com cobalto; ligas fundidas; metal duro; diamante; nitreto de boro cristalino cúbico (CNB) e o grupo aqui estudado, ferramentas de corte de cerâmicas.

As ferramentas de corte de cerâmica são produzidas com óxido de alumínio (Al_2O_3) como único material, ou com adição de carbeto metálicos em sua matriz para aprimorar suas propriedades. Alguns carbeto comuns utilizados são óxido de zircônio (ZrO_2), carbeto de titânio (TiC), carbeto de silício (SiC) ou carbeto de tungstênio (WC) (STEMMER, 2005).

O carbeto de nióbio (NbC) possui propriedades semelhantes ao TiC como alternativa para a substituição desses carbeto na Al_2O_3 . Além disso, ele possui um alto ponto de fusão (3610°C) e uma dureza superior ao TiC em temperaturas elevadas entre 800°C e 1200°C que podem ser atingidas na superfície do desgaste (UEHARA, 2015; WOYDT; MOHRBACHER, 2015; ZHAO et al., 2016; HUANG et al., 2008; PIERSON, 1996). Segundo Acchar e Segadães (2009), a combinação entre dureza e tenacidade à fratura faz os compósitos NbC- Al_2O_3 um grande potencial para aplicação de ferramentas de corte.

Também o NbC, segundo o Sumário Mineral do Departamento Nacional de Produção Mineral (BRASIL, 2017), as maiores reservas de nióbio (Nb) do mundo estão no Brasil, cerca de 98%, enquanto em segundo lugar está o Canadá com cerca de 1% e cerca de 1% o restante dos países, o que o torna um material de importância estratégica para o país.

Durante o processamento, a presença do NbC no processamento, induz o tamanho de grão da Al_2O_3 diminuir, elevando sua dureza e tenacidade, porém também dificulta a densificação do material que é muito importante para obter-se boa resistência mecânica (ACCHAR; CAIRO; SEGADÃES, 2005; ACCHAR; SEGADÃES, 2009; RUMBAO; BRESSIANI; BRESSIANI, 2003). Segundo Acchar e Segadães (2009), o limite de benefício das propriedades mecânicas, como dureza e tenacidade à indentação do NbC em matriz de Al_2O_3 é de 30% em peso. Porém a resistência ao desgaste também é um fator considerável para se levar em conta a vida útil da ferramenta. Portanto o presente trabalho estuda a influência do teor de NbC (5%, 15%, 25% e 30% em peso) na resistência do desgaste do material.

Os materiais estudados foram sinterizados pela técnica de sinterização assistida por corrente elétrica, conhecida internacionalmente como *Spark Plasma Sintering* (SPS), que tem demonstrado resultados superiores as técnicas de sinterização convencional ou de prensagem a quente (ARANTES et al., 2016).

Também foram estudadas as propriedades mecânicas e o comportamento de sinterização de um compósito com gradiente funcional (MGF) de composição química a base de Al_2O_3 -NbC, na intenção de produzir tensões residuais na superfície a fim de aprimorar as propriedades mecânicas de modo a minimizar as tensões residuais na transição de uma camada a outra.

2. Objetivos

O objetivo deste trabalho é estudar a influência do teor de NbC na resistência ao desgaste dos compósitos homogêneos e heterogêneos de Al_2O_3 -NbC produzidos por SPS para aplicações como ferramentas de corte. Tendo como objetivos específicos:

- a) Estudar a influência do teor de NbC (5%, 15%, 25% e 30% em peso de NbC em matriz de Al_2O_3) no volume de desgaste e mecanismos de desgaste dos compósitos homogêneos de Al_2O_3 -NbC;
- b) estudar a diferença entre as propriedades mecânicas e resistência ao desgaste entre o compósito homogêneo de Al_2O_3 -NbC e o compósito heterogêneo (MGF).

3. Revisão bibliográfica

3.1 Materiais com Gradiente Funcional

Em 1984 foi proposto o conceito de Materiais com Gradiente Funcional (MGF) ou *Functionally Graded Materials* (FGM) em inglês, inicialmente o conceito foi criado para designar materiais refratários para turbinas de espaçonaves. O termo materiais com gradiente funcional foi criado para designar peças que variavam a sua estrutura ao longo de uma ou mais dimensões, como composição ou porosidade, assim proporcionando uma otimização no desempenho para as aplicações estudadas. Dessa forma os cientistas conseguiram projetar um material que podia suportar uma alta diferença de temperatura entre uma face do revestimento da turbina, que estimava-se cerca de 2100 °K, e a temperatura na outra face que era em torno de 1600 °K, minimizando assim as tensões térmicas através do gradiente funcional (KOIZUMI, 1997).

O conceito dos MGF não é interessante apenas para aplicações refratárias, é também para muitas outras áreas como: aeroespço, automobilística, medicina, esporte, energia, sensores e ferramentas de corte, que é área do presente estudo (MAHAMOOD et al., 2012). A Figura 1 (a) apresenta uma ferramenta de corte de metal duro em gradiente funcional, onde a microestrutura mais próxima da superfície da ferramenta é variada a fim gradativamente a fim de conter uma microestrutura menos dura na superfície e mais tenaz, diminuindo a propagação de trincas na superfície, que é gerada pelas tensões térmicas no resfriamento da aplicação da camada revestida (GARCIA, 2019).

Peças com gradiente funcional também ocorrem na natureza como osso, dente ou bambu. A seção transversal do bambu, apresentada na Figura 1 (b), mostra bem como a distribuição das suas fibras varia com a distância, havendo uma maior concentração de fibras na área onde o bambu exige maior resistência (MAHAMOOD et al., 2012; DIAS, 2011).

Figura 1: Seção transversal da ferramenta de corte de metal duro (a), e seção transversal do bambu mostrando a distribuição das fibras (b), ambas com estruturas em gradientes funcionais.

Fonte: Adaptado de Dias (2011) e Garcia (2019).

Os MGF podem ser divididos em dois grandes grupos, MGF em filmes ou peças maciças. Os MGF em filmes consistem em variar a estrutura em pequenas camadas ou seções do material enquanto o outro pode variar a peça inteira. Há diversas técnicas de processamento para os MGF, que dependem da finalidade e aplicação do material a ser processado, entre elas podemos citar algumas que são amplamente usadas como *Chemical Vapour Deposition* (CVD), *Physical Vapour Deposition* (PVD), *Powder Metallurgy* (PD), *Centrifugal Method* e *Solid Free Form Fabrication Method* (SFF) (MAHAMOOD et al., 2012).

No campo das ferramentas de corte, muitas camadas de revestimento são utilizadas para elevar a dureza e resistência ao desgaste na superfície. Mas o sucesso das camadas depende da aderência entre as mesmas na ferramenta. O lascamento do revestimento tem sido a maior causa de insucesso de ferramentas com revestimento (STEMMER, 2005). Mesmo que consiga processar uma camada com boa adesão, durante o processo de corte, a superfície da ferramenta esquenta, então a diferença entre o coeficiente de expansão térmica da camada e o substrato podem gerar tensões indesejadas, acarretando em falhas. Visto isso ferramentas em MGF podem proporcionar uma solução para tal problema, variando componentes entre a superfície e o interior, diminuindo tensões de diferentes expansões térmicas, garantindo um material duro na superfície e tenaz ao todo.

Aproveitando esses benefícios, recentes trabalhos vêm sendo feitos, estudando o potencial dos benefícios dos MGF para ferramentas de corte. Um exemplo é o trabalho de Zhao et al. (2016) que conseguiu unir as vantagens dos MGF e a resistência do NbC em uma

ferramenta de ferro cinzento, aumentado a resistência ao desgaste na superfície da ferramenta em até 75 vezes ao ferro cinzento sem o MGF de NbC.

No presente trabalho, foi utilizado um MGF de Al_2O_3 -NbC no intuito de aplicar tensões residuais de compressão na superfície do material sem uma transição abrupta entre as camadas.

3.2 Processamento por sinterização assistida por corrente elétrica (SPS)

A técnica SPS baseia-se na aplicação de pulsos elétricos “on/off” de corrente contínua sob pressão uniaxial que é usada para rápida fabricação de cerâmicas. Ou seja, a matéria prima em formato de pó que está em uma matriz inerte, geralmente grafite, é prensada em uma pressão desejada por dois pistões, também geralmente de grafite e então é aquecida por pulsos elétricos. Assim funciona com taxas de aquecimento na ordem de centenas de graus por minuto, atingindo altas temperaturas rapidamente, fornecendo materiais densos em apenas alguns minutos. Os pulsos elétricos geram descargas de faíscas e plasma entre as partículas de pó, isso explica porque o processo é assim chamado (BERNARD-GRANGER; GUIZARD; ADDAD, 2007; ALECRIM et al., 2017a; UEHARA, 2015). Um esquema é apresentado na Figura 2.

Figura 2: Esquema do equipamento de SPS.

Fonte: Adaptado de Shen et al. (2002).

A força motriz para a sinterização é a diminuição da área superficial total das partículas, pois as energias superficiais são maiores em magnitude do que energias dos

contornos de grãos. A sinterização é realizada abaixo da temperatura de fusão, geralmente não havendo fase líquida. Os pós de matéria-prima pensados se tocam, ocasionando na temperatura adequada, o transporte de massa por difusão atômica, as partículas, eliminando poros e diminuindo áreas superficiais (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

A aplicação de pressão mecânica ajuda remover os poros do pó prensado, rearranjando melhor as partículas, e fornecendo uma força motriz adicional para densificação, não alterando a força motriz para o crescimento dos grãos, de modos que os grãos finos podem ser mantidos (HARMER; BROOK, 1980; ITURRIZA; CASTRO; FUENTES, 1989; WANG; CHEN; HIRARI, 2000). Com o aumento da pressão segundo Shen et al. (2002) é possível reduzir a temperatura de sinterização.

É possível que o campo elétrico gerado no processo afete a energia a energia interfacial, influenciando a força motriz para o crescimento de grão, porém esse fator ainda não está claramente definido na literatura (COLOGNA; FRANCIS, RAJ, 2011; UEHARA, 2015).

A técnica SPS é muito parecida com a prensagem a quente ou *hot pressing* (HP), a principal diferença é que no caso da técnica de prensagem a quente as temperaturas são obtidas através das resistências elétricas em torno da matriz, obtendo menor taxa de aquecimento, normalmente na faixa de 25 a 30 C°/min (BERNARD-GRANGER; GUIZARD; ADDDAD, 2007). As elevadas taxas de aquecimento e os tempos de permanência muito curtos possibilitam obter peças completamente densas, com tamanhos de grãos muito pequenos, próximo ao tamanho original do pó da matéria prima (ARANTES et al., 2016; UEHARA, 2015).

3.3 Materiais usados para ferramentas de corte

3.3.1 Introdução

Segundo Stemmer (2005) as exigências básicas para um material de corte são:

- a) elevada dureza a frio bem superior à peça usinada;
- b) elevada dureza a quente;
- c) tenacidade para resistir a consideráveis esforços de corte e impactos;
- d) resistência a abrasão;
- e) estabilidade química;
- f) facilidade de obtenção a preços econômicos.

Stemmer (2005) também completa que nenhum material de corte possui todas essas qualidades em maior alto grau. Pelo contrário, materiais que possuem desempenho extraordinário em alguma propriedade, possuem deficiência em outra. Então, para cada trabalho específico deve verificar quais as exigências primordiais e quais as secundárias, de modo a se poder escolher o material mais adequado. Os materiais de corte podem ser divididos em grupos, que são destinados a aplicações diferentes. Os grupos são:

- a) aços ferramenta;
- b) aços rápidos comuns;
- c) aços rápidos com cobalto;
- d) ligas fundidas;
- e) carbetos sinterizados;
- f) cerâmica;
- g) diamantes;
- h) nitreto de boro cristalino cúbico(CNB).

3.3.2 Materiais a base de NbC para ferramentas de corte

O nióbio (Nb) pertence ao grupo V da tabela periódica. O nióbio quando ligado ao carbono em posições intersticiais em sua rede forma duas composições: o subcarbeto Nb_2C onde os carbonos ocupam metade dos octaedros de Nb na sua rede cristalina, e o monocarbeto NbC onde os carbonos se encontram no centro de todos os octaedros da rede formada por Nb (Figura 3). O Nb também apresenta isomorfismo com outros componentes como oxigênio e nitrogênio substituindo as posições do carbono no NbC, formando soluções de cristais mistos do tipo Nb (C,N,O). O NbC é a única fase encontrada e de importância até o momento na indústria. Para produzi-lo normalmente é utilizada uma reação entre óxido de nióbio e o carbono a 1700 °C numa atmosfera de hidrogênio, ou também pode ser utilizado o nióbio metálico com hidreto de nióbio e carbono sob vácuo. Antigamente as limitadas habilidades de sinterização dificultavam a viabilidade da sinterização do carbeto, quais hoje podem ser superadas por novas técnicas como *hot pressing* (HP), SPS, entre outras (PIERSON, 1996; INORGANIC CRYSTAL STRUCTURE DATABASE, 2017).

Figura 3: Célula unitária do NbC.

Fonte: Adaptado de Inorganic Crystal Structure Database (2017).

Os carbetos refratários dos grupos V (V, Nb, Ta) e VI (Cr, Mo, W) da tabela periódica apresentam alta dureza, boa resistência ao desgaste e corrosão, entre outras vantagens. Como um dos carbetos refratários, o NbC possui propriedades físicas e mecânicas interessantes, como resistência a deformação em altas temperaturas (ver Figura 4), baixa densidade ($7,78 \text{ g.cm}^{-3}$) comparada ao WC ($15,72 \text{ g.cm}^{-3}$), que pode reduzir no custo como transporte da matéria prima, e forte resistência a oxidação, quando comparado com os comuns reforços cerâmicos de WC. Portanto, pode ser um material adequado para uso em reforço em camadas compósitas, que é responsável pela resistência ao desgaste, cargas térmicas e corrosão (WOYDT; MOHRBACHER, 2015; ZHAO at al., 2016; HUANG at al., 2008). A Tabela 1 mostra algumas propriedades do NbC comparada com outros materiais também usados para ferramentas de corte.

Figura 4: Influência da dureza em relação a temperatura dos carbetos refratários.

Fonte: Adaptado de Pierson (1996).

Tabela 1: Propriedades de alguns materiais usados para ferramentas de corte.

Componente	Densidade $g.cm^{-3}$	Micro- dureza (GPa)	Ponto de fusão (°C)	Módulo de elasticidade (GPa)	Condutividade térmica ($W.m^{-1}.K^{-1}$)	Resistividade elétrica ($\mu\Omega.cm$)	Coef. de expansão térmica ^a ($\times 10^{-6}/^{\circ}C$)
WC	15,72	23	2776	707	120	22	a5,2 ; c7,3 ^b
TaC	14,48	16	3985	290	22,1	25	6,3
NbC	7,78	18	3610	340	27	35	6,6
TiC	4,93	28	3067	450	28,9	68	8,5
$\alpha - Al_2O_3$	3,98	19	2050	380	39	10^{13}	8,6

Fonte: Adaptado de Pierson (1996), Callister e Rethwisch (2013), Aronson e Aschan (1981) e Warren (1992).

(a) Coeficiente de expansão térmica a temperatura de 20°C.

(b) As letras “a” e “c”, no item destacado por esta nota na tabela, simbolizam as direções dos parâmetros de rede cristalina do material.

Pierson (1996) cita que o uso do NbC é geralmente encontrado em combinação com TaC em 10 a 50 p% NbC para melhorar as propriedades do carbetos cimentado ou em camadas especiais de carbetos cimentados com alumina. Abaixo segue alguns estudos feitos de NbC para ferramentas de corte.

Wodyt e Mohrbacher (2005) destacam que o NbC tem um ponto de fusão muito elevado (3610 °C) e óxido Nb₂O₅ que se forma na superfície de desgaste tem ponto de fusão de 1512 °C sem sublimação. Em contraste o WO₃ tribo-oxidante formado no WC começa a sublimar acima de 800 °C, que mostra vantagens nas condições de alta temperatura na aresta de corte de uma ferramenta, onde as temperaturas chegam a essa faixa de temperatura. Outra questão importante representa a baixa solubilidade do NbC em ligas metálicas. Já o WC é praticamente totalmente solúvel em Fe, Cr, Ni, ou Co, e esse é mais um motivo, pelo qual os metais duros são produzidos por sinterização. Portanto, o mecanismo de desgaste químico será menos pronunciado para o NbC, visto que a 1225 °C a solubilidade de NbC em Cr, Ni, Co ou Fe varia entre 1-4% em peso.

Em vista dessas vantagens Wodyt e Mohrbacher (2005) realizaram ensaios de desgaste do tipo *pin-on-disc* com NbC sem aglomerantes e NbC com 8%v em cobalto, para verificar seu potencial para ferramentas de corte e aplicações tribológicas. Tribômetros de deslizamento unidirecional e oscilatório, ambos a seco foram preparados seguindo as normas ASTM 99 (DIN 50324) e DIN EN 1071-13:2010. Os resultados presumiram que o NbC

qualifica-se para o grupo tribológico de materiais com melhor resistência ao desgaste. As taxas de desgaste do NbC foram baixas e menos sensíveis ao aumento de velocidades de deslizamento, enquanto as taxas de deslizamento crescentes para 8 m/s diminuíram as taxas de desgaste para o NbC-8Co para valores tão baixos como $k_v = 2-7 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{N.m}$. As taxas de desgaste do NbC e NbC-8Co a 400 °C permaneceram geralmente abaixo de $10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N.m}$. Resultados excepcionalmente baixos comparados com outros metais duros da literatura, como compostos de (Ti,Mo)(C,N). No ensaio oscilatório seco, ambos os materiais testados mostraram-se poucos sensíveis à variação da umidade.

Huang et al. (2008) sinterizaram peças de proporções variadas de NbC em cermetos de WC-12%Co. Amostras foram fabricadas por SPS por 2 min em 1240 °C, e por sinterização convencional por 1 hora em 1420 °C. Então analisaram a dureza, tenacidade à fratura e resistência a tração. Concluíram satisfatoriamente que em porcentagens de 0,9% de NbC houve grande aumento na dureza e resistência mecânica, enquanto houve uma queda na tenacidade à fratura. E em 5% de adição de NbC houve incremento de dureza enquanto se manteve a tenacidade. Os autores sugeriram que os principais fatores pela melhoras nas propriedades de dureza é que o NbC impedia o crescimento dos grãos de WC, já que estudos comprovam que compósitos com grãos menores de WC são mais duros. Também NbC defletia o caminho das trincas, fazendo percorrer uma distância maior até fraturar o material, melhorando sua tenacidade à fratura.

3.3.3 NbC em matriz de Al_2O_3

O componente principal das ferramentas cerâmicas é o corundum (Al_2O_3), o qual é uma fase estável α da alumina. Algumas propriedades da Al_2O_3 estão na Tabela 1. As ferramentas cerâmicas têm sido usadas com sucesso, especialmente em usinagem de peças de aço e ferro fundido. Em condições adequadas, é possível utilizar velocidades de corte de 4 a 5 vezes das velocidades utilizadas em metal duro. Também é utilizada para usinagem de quase todos os materiais como plástico, grafite e ebonite. Há poucas exceções para usinagem com cerâmicas, como alumínio, que reage quimicamente com a Al_2O_3 , magnésio, berílio e zircônio, que são inflamáveis na temperatura de trabalho da cerâmica, e ligas de titânio, com alta porcentagem de níquel e materiais resistentes ao calor, pela tendência a reações químicas. O sucesso da ferramenta depende da sua baixa porosidade, e pequenos tamanhos de grãos (2 a 3 μm). A ferramenta cerâmica é produzida através de sinterização de seu pó em formato

finíssimo, cujas partículas estão compreendidas entre 1 a 10 microns. A sinterização ocorre em temperaturas elevadas, geralmente em torno de 1.700° C (STEMMER, 2005).

Geralmente, são adicionados compósitos como reforços na Al_2O_3 em menos de 90% de sua composição, sendo completadas por outros óxidos, nitretos ou carbetos. É comum a substituição de parte de Al_2O_3 por matérias como: óxido de zircônio (ZrO_2), TiC, TiN ou WC. São produzidas geralmente por prensagem a quente (STEMMER, 2005).

Partículas de NbC como reforço em ferramentas de matriz cerâmicas, como a Al_2O_3 , possui características semelhantes a alguns materiais já bem estudados e utilizados, como o TiC. O aumento do valor de dureza e tenacidade com adição de uma segunda fase pode ocorrer devido à restrição do movimento da fase matriz na vizinhança de cada partícula de reforço, alterando os mecanismos de propagação de trinca, o tipo de fratura, e também pela diminuição do tamanho de grão da matriz (CALLISTER; RETHWISCH, 2012; UEHARA; 2015; ACCHAR; SEGADÃES, 2009). A tenacidade e dureza do material também são reforçadas por mecanismos como: deflexão de trinca, ponte de trinca ou tensões residuais (FERREIRA, 2001).

As deflexões das trincas são causadas nos compósitos de Al_2O_3 por um modelo baseado na anisotropia elástica dos materiais monolíticos policristalinos. A anisotropia elástica altera a trajetória da trinca que se propaga na estrutura do material policristalino, aprimorando sua tenacidade (FABER; EVANS, 1983; WAHI; LLSCHNER, 1980).

Nestes compósitos policristalinos, o efeito da anisotropia de expansão térmica pode gerar microtrincamento nas facetas dos grãos. Se a interface é fraca, devido a não reação entre a partícula e a matriz, e a segunda fase possui menor tenacidade, a trinca também pode ser defletida ao longo da interface, ligando as trincas por meio de grão, formando uma ponte entre as partes traseira e frontal da trinca. (FERREIRA, 2001; FU; EVAN, 1985; WARREN, 1992).

A diferença entre o coeficiente de expansão térmica entre as partículas de reforço e a matriz de Al_2O_3 , e do módulo elástico podem gerar tensões residuais durante o resfriamento após a sinterização. Se o coeficiente de expansão térmica da partícula for menor do que o da matriz (que é o caso do NbC), após o resfriamento a partícula sofre tensão residual de compressão, aumentando a resistência de cisalhamento da interface partícula/matriz. A trinca é então atraída para segunda fase. A tensão circunferencial (*hoop stress*) de tração desenvolvida pode promover o micro-trincamento da matriz. Quando a partícula possui um coeficiente de expansão térmica maior, é gerado tensão de residual de tração que deflete a trinca para a região tracionada em volta da partícula (TAYA et al., 1990, WARREN, 1992; LIU, 1991).

No compósito NbC-Al₂O₃ homogêneos os três mecanismos estão presentes, mas sendo dominante o mecanismo de deflexão de trinca (FERREIRA, 2001). Porém o gradiente de composição em uma peça em MGF, pode apresentar um comportamento diferente devido as tensões residuais que a diferença de retrações entre as camadas possam gerar.

3.4 Tribologia aplicada a ferramentas de corte

3.4.1 Introdução

A palavra tribologia é de origem grega, que significa esfregar ou atritar, ela foi utilizada pela primeira vez na Inglaterra em 1966 em relatório do *Committee of the British Department (Ministry) of Education and Science* (HUTCHINGS, 1992). Lima (p. 223, 2015) cita que: “As interações superficiais ditam e controlam o funcionamento de praticamente todos os dispositivos mecânicos construídos pelo homem”. Um tribo-sistema é formado pelos materiais em estudo, meio ambiente e interface de contato. Veja exemplo na Figura 5.

Figura 5: Esquema de um tribo-sistema, mostrando cerâmicas em deslizamento com um terceiro-corpo na interface.

Fonte: Adaptado de Ferreira (2001).

As ferramentas de corte sejam aplicadas na usinagem, perfuração, fresamento ou outra aplicação, removem camadas da superfície do material alvo, essa remoção se dá por mecanismos químicos, mecânicos e térmicos, separados ou combinados (FARIAS; BATALHA, 2015). No processo de corte e remoção de material alvo, as interações entre a superfície e a ferramenta podem causar desgaste na ferramenta ou um acabamento indesejado na superfície do material usinado. O desgaste pode ser definido como dano a superfície sólida, geralmente envolvendo perda de material, devido ao movimento relativo entre a superfície e

as substâncias em contato (LIMA, 2015). Aplicações que exigem elevada resistência ao desgaste são chamadas de aplicações tribológicas (FERREIRA, 2001), que é o caso das ferramentas de corte, onde a resistência ao desgaste é um fator determinante na vida útil da ferramenta.

Atrito é um termo associado ao desgaste quando envolve situações de deslizamento ou rolamento. O atrito é a resistência de movimento relativo entre duas superfícies em contato, ou a iminência de movimento. Em algumas situações um atrito alto é benéfico e desejado, como freios em geral, engrenagens de carro e até sola de calçados no solo. Em outros casos sua redução é objetivada, como nos rolamentos e até em ferramentas de corte para não aumentar as forças passivas e tensões na ferramenta (LIMA, 2015; OLIVEIRA, 2015; STEMMER, 2005).

O coeficiente de atrito calculado pela força de atrito sobre a força normal que pressiona os corpos entre si é variável e dependente de parâmetros operacionais como umidade, temperatura, velocidade, pressão e até com o acabamento superficial dos materiais, que influem no atrito (LIMA, 2015; OLIVEIRA, 2015).

3.4.2 Mecânica do corte

Neste tópico apresenta considerações básicas da mecânica do corte, também como algumas terminologias gerais da ferramenta e do processo, a fim de mostrar de que maneira a ferramenta é exposta ao desgaste.

Embora sejam mais comuns operações de usinagem em casos geométricos tridimensionais, o estudo do caso simples de duas dimensões ortogonais de corte é utilizado para explicar o mecanismo geral de remoção de material em usinagem (FARIAS; BATALHA, 2015).

Uma representação feita por Altintas (2012) do corte ortogonal é apresentado na Figura 6 (a), onde o material é removido por uma aresta de corte perpendicular à direção do movimento relativo peça-ferramenta. A mecânica em operações de corte oblíquo é normalmente avaliada pela transformação geométrica e cinemática de modelos aplicados ao processo de corte ortogonal, e está apresentada na Figura 6 (b).

Figura 6: Geometria do processo de corte ortogonal (a) e oblíquo (b).

Fonte: Adaptado de Altintas (2012).

As ferramentas podem ser inteiriças quando toda a ferramenta é de material apropriado ao corte, ou calçadas, quando se usam pastilhas, que são pequenas peças do material apropriado para corte, fixadas por colagem ou sujeição mecânica em uma haste, geralmente aço carbono de alta resistência (STEMMER, 2005). Em ambos os casos a representação do processo de corte é o mesmo.

O corte ortogonal se assemelha a um processo de moldagem com uma ferramenta reta cuja ponta é perpendicular à velocidade de corte (V_c), cisalhando um cavaco com uma largura de corte (b) e espessura (h) para fora de peça. No corte ortogonal, é presumido como uniforme ao longo da aresta de corte, portanto um processo plano de deformações, sem fluxo lateral de cavaco. Por esse motivo as forças de corte são aplicadas somente nas direções da velocidade de corte (V_c) e da espessura do cavaco ainda não cortado, são chamadas: força tangencial (F_t) e força de avanço ou passiva (F_f). Já no corte oblíquo a aresta de corte é orientada com um ângulo de inclinação (i), então acrescentando uma terceira força agindo na direção radial (F_r).

Segundo Altintas (2012) e Tönshoff, Arendt e Amor (2000) o processo de corte ocasiona três zonas de cisalhamento no material usinado, como apresentado na Figura 7.

O cisalhamento primário ocorre na conversão do material da peça em cavaco. O cisalhamento secundário ocorre quando a parte inferior do cavaco atrita com a face de saída da ferramenta. O cisalhamento terciário ocorre quando a parte inferior da ferramenta ou face de folga atrita contra a nova superfície.

Figura 7: Zonas de cisalhamento.

Fonte: Adaptado de Altintas (2012).

A força resultante no cavaco aplicada no plano de cisalhamento está em equilíbrio com a força aplicada a ferramenta sobre a zona de contato entre a ferramenta e o cavaco na face de saída, gerando uma constante de atrito média nesta zona (ALTINTAS, 2012). Tais forças, tensões e atritos aplicados na ferramenta podem causar o seu desgaste.

3.4.3 Falha e desgaste das ferramentas de corte

As ferramentas de corte são utilizadas quando produzem uma superfície adequada do material usinada, quando a ferramenta quebra, lasca ou sofre desgaste excessivo a ponto de não produzir mais a superfície desejada, ou prejudicar o equipamento, ou até mesmo a segurança do operador, a ferramenta atingir o seu limite de vida útil, e deve ser substituída ou reafiada (ALTINTAS, 2012).

A falha da ferramenta pode ocorrer de três formas: Lascamento do gume, desgaste no flanco e desgaste na face. O lascamento do gume pode ocorrer de forma prematura, causado por escolha errada do material da ferramenta, choque-térmico, vibrações da máquina, operação inadequada. Também pode ser causado por fadiga, propagação de trincas, ou até falhas de desgaste que por deixar a ferramenta “cega” acarretando em elevadas pressões a ponto de lascar a ferramenta (STEMMER, 2005).

Já o desgaste se dá de forma progressiva de remoção de material. O movimento do cavaco em contato com a superfície da face da ferramenta causa o desgaste na face, geralmente formando uma cratera, veja Figura 8 (a). A aresta de corte gera a superfície de acabamento e, à medida que se desgasta, a face do flanco da ferramenta começa a friccionar com a superfície acabada, levando o desgaste do flanco, veja Figura 4 (b) (ALTINTAS, 2012; FARIAS; BATALHA, 2015; STEMMER, 2005).

Figura 8: Cratera formada pelo desgaste na face da ferramenta (a) e desgaste formado no flanco da ferramenta (b).

Fonte: Adaptado de Altintas (2012).

Ferramentas possuem ângulos diferentes no flanco, materiais mais tenazes podem ter ângulos maiores, ou seja, quinas mais vivas, já os materiais mais frágeis tem de ter ângulos menores. Sendo assim ferramentas de aço-rápido possuem quinas mais vivas que as das cerâmicas. O desgaste no flanco causa o aumento de área de contato, causando maior pressão, pior acabamento da superfície de contato, gerando mais atrito e calor. O desgaste no flanco pode ser medido pela distância do comprimento perdido da ponta original até a ponta desgastada. A Figura 9 ilustra distâncias críticas em ferramentas cerâmicas e metálicas, onde a ferramenta já é inutilizável, e deve ser substituída ou reafiada. Nota-se que devido ao ângulo da ferramenta cerâmica, é necessário um comprimento menor de desgaste no flanco para causar sua inutilização (STEMMER, 2005).

Figura 9: Influência do ângulo de incidência sobre a vida da ferramenta.

Fonte: Stemmer (2005)

3.4.4 Mecanismos de desgaste

Segundo Matamoros (2004) uma das razões para estudar o desgaste é otimizar e selecionar materiais para uma aplicação. No caso das ferramentas de corte Stemmer (2005)

cita que para aumentar a vida das ferramentas, é indispensável conhecer as causas do desgaste.

Mecanismos severos de desgaste podem acontecer simultaneamente na ferramenta, ou um deles pode ser dominante no processo. Os principais mecanismos ou regimes de desgaste tradicionalmente aceitos são: Abrasão, adesão, fadiga e corrosivo (ALTINTAS, 2012; STEMMER 2005; KATO; ADACHI, 2001). Esquemas desses mecanismos são apresentados na Figura 10 (KATO; ADACHI, 2001; ZUM GAHR, 1987).

Figura 10: Esquema dos quatro principais mecanismos de desgaste. Esquema de Kato e Adachi (2001) (a) e esquema de Zum Gahr (1987) (b).

Fonte: Adaptado de Kato e Adachi (2001) e Zum Gahr (1987).

Abaixo, os principais mecanismos de desgaste e outros menos predominantes são explicados. Na próxima sessão, uma discussão mais aprofundada sobre a classe de materiais das amostras estudadas neste trabalho, os materiais cerâmicos é apresentada.

O desgaste abrasivo pode ser definido como o arrancamento de partículas finas de um material macio deslizado contra um material mais duro. No entanto, o material mais macio também remove pequenas partículas do material mais duro, que geralmente é a ferramenta de corte, embora em uma taxa menor. Hutchings (1992) o classificou de dois a três corpos, onde a dois corpos o material mais duro risca o outro pela penetração do pico dos relevos da sua superfície. No desgaste de três corpos, partículas duras soltas entre os dois, sejam elas do ambiente, ou removidas do material, ou até, removida dos picos duros da superfície da ferramenta que se quebram e ficam presas entre os dois (ALTINTAS, 2012; HUTCHINGS, 1992; STEMMER, 2005). No caso de materiais frágeis como os cerâmicos, na ação da aspereza deslizando sobre a cerâmica, trincas são nucleadas ou propagadas, que quando atingem a superfície separam partículas do material que se tornam resíduos de desgaste

(KATO; ADACHI, 2001). Exemplo de uma superfície desgastada em um regime de desgaste abrasivo é dado na Figura 11.

Figura 11: Micrografias de amostras que sofreram um regime de desgaste típico abrasivo. Amostra de liga de alumínio (a) e compósito de alumínio-cenosfera (b).

Fonte: Adaptado de Bera, Acharya e Sutradhar (2019).

O desgaste adesivo ocorre quando entre duas superfícies em contato, a força de adesão entre as asperezas das superfícies é forte o suficiente pra resistir ao deslizamento relativo, então há deformação plástica causada pelo deslocamento sobre compressão e cisalhamento. Com o resultado deformação plástica local, trincas se propagam na subsuperfície. Quando o crescimento da trinca atinge a superfície, a partícula de desgaste é formada e a transferência por adesão de material é concluída (KATO; ADACHI, 2001; HUTCHINGS, 1992; LIMA, 2015). A Figura 12 apresenta uma micrografia de uma liga de aço que sofreu desgaste adesivo (WANG et al., 2015).

Figura 12: Micrografia de desgaste adesivo em uma liga de aço.

Fonte: Adaptado de Wang et al. (2015).

O desgaste por fadiga é entendido quando partículas são removidas por tensões cíclicas. O carregamento cíclico gerado por movimento relativo entre as superfícies gera um nível de concentração de tensões, provocando uma deformação plástica pontual e posterior à nucleação de trincas superficiais e subsuperficiais que acarretam ao destacamento de fragmentos de materiais por delaminação (LIMA, 2015; KATO; ADACHI, 2001). Na Figura 13 (a) marcas de fratura hertzianas são mostradas em superfície de um vidro desgastado. O deslizamento em contato elástico ou elástico-plástico por vários ciclos em uma superfície frágil pode causar o nucleamento de fraturas em formatos de cone, chamado fraturas hertzianas. Na Figura 13 (b), tensões cíclicas causadas por deslizamento nuclearam trincas e fraturas nos contornos de grãos da alumina (confirmado por ataque térmico). Ambas situações na Figura 13 são consideradas desgastes por fadiga (KONG; ASHBY, 1992).

Figura 13: Micrografia de desgaste típico de fadiga, com fraturas hertzianas em vidro (a) e propagação de trincas no contornos de grão de alumina (b).

Fonte: Kong e Ashby (1992).

O desgaste corrosivo ocorre quando são formados produtos de interações, como reações químicas ou eletroquímicas do material com o ambiente, geralmente em líquidos ou gases corrosivos. Estes produtos, geralmente aderidos na superfície do material possuem resistência inferior, acelerando o seu desgaste. Este tipo de aceleração de desgaste causado por um meio corrosivo é chamado de desgaste corrosivo. O desgaste por oxidação é o desgaste corrosivo mais representativo nos metais e ocorre em alta temperatura formando carepas de material oxidado. A oxidação em baixas temperaturas geralmente é evitada por uma camada protetora de material oxidado. Aços-carbono e aços rápidos só formam carepas em temperatura bem acima do amolecimento do material, ou seja, acima das suas temperaturas usais de trabalho. Metais duros já iniciam a formação de carepas em temperaturas usais de trabalho, cerca de 700 a 800 °C. Experiências já demonstraram que o

desgaste de pastilhas de metal duro em altas velocidades, é menor numa atmosfera neutra do que na presença de ar (KATO; ADACHI, 2001; STEMMER, 2005).

Além desses mecanismos tradicionais e geralmente predominantes, outros mecanismos de desgaste menos podem ocorrer, um exemplo é o mecanismo de desgaste por difusão e corrente elétrica.

A difusão ocorre em situações de corte de elevadas temperaturas na zona de contato entre as superfícies. Os átomos adquirem mobilidade e migram para um material oposto onde a concentração é menor. Tipicamente como o caso da ferramenta de metal duro WC-Co, onde o carbono (C) que fornece a dureza para o tungstênio (W) se difunde para os cavacos do aço, que tem uma concentração menor de C. A difusão progressiva leva o enfraquecimento da aresta de corte e eventual quebra da ferramenta (HUTCHINGS, 1992; STEMMER, 2005).

O desgaste por corrente elétrica é causado pelo aquecimento de materiais diferente em contato, no caso o material usinado e o material de corte. Quando aquecidos geram eletricidade entre eles (efeito igual ao termopar), e até transporte iônico. O sistema material ferramenta e máquina, geralmente de constituintes metálicos podem ter pouca resistência elétrica, e então mesmo uma pequena geração de eletricidade pode gerar uma corrente elétrica capaz de transferir elétrons, íons e até magnetizar algumas ferramentas, muitas vezes ampliando o efeito do desgaste. Processos com ferramentas com um isolamento elétrico ou até com um corrente de compensação podem diminuir o desgaste da ferramenta. Através desse fenômeno também, a medição da corrente no processo pode ser usada para calcular a temperatura na zona de contato entre a ferramenta e o material usinado (STEMMER, 2005).

3.4.5 Desgaste em ferramentas cerâmicas

Como já citado, as ferramentas cerâmicas de corte geralmente são de matriz de Al_2O_3 , geralmente com adição de carbeto metálicos para melhorar suas propriedades, no caso deste estudo, NbC foi adicionado de forma gradativa ao longo da amostra.

Como diversos fatores influem no desgaste, como, os materiais em contatos, meio ambiente, força normal, qualidade da superfície e velocidade, mecanismos diferentes de desgaste podem acontecer em um mesmo material dependendo das condições e parâmetros das aplicações ou ensaios.

A literatura traz dados de vários materiais e seus mecanismos de desgaste em várias situações, podendo servir de auxílio para análises, comparações e estudo dos mesmos e em novos materiais. Porém integrar todos mecanismos de desgaste em um único conjunto de

dados para prever o comportamento de diversos sistemas ainda é um desafio (LIMA, 2015; MATAMOROS, 2004).

No caso das cerâmicas, partículas de desgaste podem ser geradas sem o mecanismo de fadiga mesmo sob contato elástico. Este mecanismo é governado por fraturas frágeis microscópicas nas microtrincas da superfície sob contato elástico. Este é um mecanismo representativo das cerâmicas quando a taxa específica de desgaste é maior que $10^6 \text{ mm}^3/\text{N.m}$ (ADACHI et al., 1997).

Um esquema do mecanismo de desgaste das cerâmicas sob contato elástico é apresentado na Figura 14.

Figura 14: Modo e desgaste em materiais frágeis, onde partículas de desgaste são geradas por propagação de trincas sob deslizamento de contato elástico: (a) deslizamento sob contato elástico; (b) aplicação de tensão de tração na ponta da trinca; (c) propagação da trinca; e (d) geração de partículas de desgaste.

Fonte: Kato e Adachi (2001).

Para compreender melhor o comportamento de desgaste na matriz de Al_2O_3 , Kong e Ashby (1992) modelaram um mapa provisório dos possíveis mecanismos de desgaste para uma esfera policristalina de Al_2O_3 deslizando sobre um disco do mesmo material para diversos parâmetros do ensaio pino-disco (Figura 15).

Figura 15: Diagrama dos mecanismos de desgaste de alumina em função da carga aplicada, área nominal de contato e da velocidade.

Fonte: Adaptado de Kong e Ashby (1992).

Na Figura 15 é possível perceber que há regiões onde prevalecem efeitos mecânicos, onde se encontram mecanismos de macro e microfratura, outras onde prevalecem efeitos térmicos, desgaste por difusão e choque térmico, e por fim uma fase intermediária, onde ambos efeitos ocorrem, acarretando em mecanismos de desgaste por deformação plástica e termo-mecânico (KONG; ASHBY, 1992). Também é possível perceber como os fatores operacionais modificam os mecanismos de desgaste e, portanto, a taxa de desgaste (FERREIRA, 2001).

3.4.6 Taxa de desgaste

Como foi introduzido nos tópicos anteriores, o desgaste é sensível a mudanças em vários parâmetros do sistema, como o ambiente, a força aplicada, velocidade, propriedades do material, entre outras. Algumas formulações teóricas tentam equacionar o desgaste em condições específicas para prever o seu comportamento, e em algumas condições específicas, alguns modelos teóricos conseguem um resultado satisfatório. Porém devido a

tantos fatores que interferem no mesmo, quantificar e prever a taxa de desgaste na prática ainda está longe da realidade (KATO; ADACHI, 2001).

Em geral a avaliação de desgaste ocorre pela quantidade de volume perdido e o estado da superfície do material. O grau de desgaste é descrito pela taxa de desgaste, taxa de desgaste específico ou coeficiente de desgaste (KATO; ADACHI, 2001).

A taxa de desgaste é o volume de desgaste pela unidade de distância. A taxa de desgaste específica ou também chamado coeficiente dimensional de desgaste (k) é muito utilizada em aplicações de engenharia, ela permite quantificar o valor de desgaste em diferentes sistemas e parâmetros, assim podendo os comparar a resistência dos materiais em diferentes condições. Ela é calculada pela Equação 1 de Archard (LIMA, 2015; KATO; ADACHI, 2001; HUTCHINGS, 1992).

$$k = \frac{V}{N.m} \quad (1)$$

Onde “ k ” é a taxa de desgaste, “ V ” o volume desgastado, “ N ” a carga aplicada e “ m ” a distância percorrida do deslizamento.

Com base na taxa de desgaste, é comum a classificação do desgaste em desgaste moderado ou severo. Ou também a classificação do regime se da pela rugosidade da superfície desgastada (FERREIRA, 2001; ADACHI; KATO; CHEN, 1997). Veja Tabela 2.

Tabela 2: Classificação dos regimes de desgaste.

Regime de desgaste	Taxa de desgaste ($\text{mm}^3/\text{N.m}$)	Rugosidade média
Moderado	10^{-9} a 10^{-6}	< tamanho de grão
Severo	10^{-6} a 10^2	>tamanho do grão

Fonte: Adaptado de Ferreira (2001) e ADACHI, KATO e CHEN (1997).

Adicionalmente é possível comparar diferentes tribossistemas pelo coeficiente adimensional de desgaste (K) de Archard, na Equação 2 (LIMA, 2015; HUTCHINGS, 1992).

$$Q = \frac{K.W}{H} \quad (2)$$

Onde “ Q ” (mm^3/m) é o volume desgastado do material (mm^3), por unidade de distância percorrida (m). “ K ” é o coeficiente adimensional de desgaste. “ W ” é a carga normal (N). E “ H ” é a dureza da amostra (N.m^{-2}).

A Equação 2 promoveu a idéia que a resistência ao desgaste é dependente da dureza. Este critério, embora tenha limitações do ponto de vista teórico, é extremamente útil no

sentido prático, porque para várias aplicações onde envolva abrasão é possível descartar o uso de um conjunto de materiais em função da sua dureza (PINTAÚDE, 2002, LARSEN-BASSE, 1991).

4. Metodologia

4.1 Materiais utilizados

Para a sinterização das amostras foram utilizadas matérias-primas particuladas de Al_2O_3 , nome comercial A 1000SG da empresa Almatiss, com pureza de >99% e tamanho médio da partícula de $d_{50}=0,45 \mu\text{m}$, e NbC fornecida pela empresa Treibacher, com pureza de >99% $d_{50}=1,18 \mu\text{m}$, dados fornecidos pelos fabricantes. A composição química da Al_2O_3 do fabricante é fornecida na Tabela 3.

4.2 Procedimento experimental

4.2.1 Compósitos homogêneos de Al_2O_3 -NbC

Os pós das matérias-primas para os compósitos Al_2O_3 -NbC homogêneos foram misturados em etanol por 24 horas em um misturador multidirecional, tipo Turbula®, com velocidade de rotação de 75 rpm. As composições das misturas das amostras homogêneas estão na Tabela 3. Foram utilizadas bolas de WC-6%p Co em proporção de 4 a 1 (4 vezes a massa das bolas em relação a massa de pó) em um jarro de polipropileno. Após a mistura, o etanol foi removido em evaporador rotativo a 65 °C.

Tabela 3: Composição das amostras homogêneas a base de Al_2O_3 -NbC.

Nome da amostra	Composição (%p)	Temperatura de Sinterização (°C)
A70N30	70% Al_2O_3 + 30% NbC	1500
A75N25	75% Al_2O_3 + 25% NbC	1500
A85N15	85% Al_2O_3 + 15% NbC	1500
A95N5	95% Al_2O_3 + 5% NbC	1500

Fonte: O autor.

Em seguida os pós foram adicionados a um molde de grafite onde foram prensados sob uma pressão de 14 MPa, aglomerando o pó no formato da amostra, sendo possível a sua manipulação.

As amostras então foram processadas pela técnica de sinterização assistida por corrente elétrica (SPS). Foi utilizado papel de grafite para isolar as amostras dos pistões e do molde (também de grafite).

A sinterização dos compósitos de Al_2O_3 -NbC homogêneos foi executada em vácuo (4 Pa), com frequência pulso/pausa de 10/5ms, em um sistema para SPS (modelo HPD-25/1

FCT, FCT Systeme GmbH, Alemanha). Amostras foram sinterizadas com taxas de aquecimento de 300 °C/min. A pressão externa foi elevada gradualmente, de 2,2 MPa até 30MPa, entre 1050 °C e 1500 °C, no período de 5 minutos. Após a permanência no período de aplicação da pressão na temperatura de patamar, a mesma foi reduzida até 2 MPa, com taxa de resfriamento de 200 °C/min. A temperatura foi monitorada por um pirômetro (400-2300°C, IMPAC, Chesterfield, Reino Unido) posicionado na parte inferior de um furo no pistão superior, 2 mm acima da superfície das amostras.

4.2.2 Compósito heterogêneo de Al_2O_3 -NbC (materiais com gradiente funcional)

A amostra em MGF teve as composições estequiométricas de cada camada misturada separadamente, seguindo o mesmo procedimento mencionado para os compósitos homogêneos na sessão 4.2.1. Em seguida as diferentes misturas em pó foram co-prensadas sequencialmente, em molde de grafite, por aplicação de pressão de 14 MPa, após a adição de cada camada. Um punção ranhurado de aço inoxidável foi utilizado com o objetivo de aumentar a adesão entre as camadas.

A figura 16 ilustra um esquema das amostras heterogêneas de Al_2O_3 -NbC, indicando as composições em peso das camadas e dimensões da amostra.

Figura 16: Esquema dos MGF de Al_2O_3 -NbC.

Fonte: O autor.

Após a prensagem a amostra MGF foi submetida à sinterização assistida por corrente elétrica (SPS) com os mesmos parâmetros de sinterização dos compósitos homogêneos, descritos na sessão anterior.

4.3 Caracterização dos materiais processados

4.3.1 Medição da densidade

As densidades das amostras foram medidas pelo método de imersão baseado no princípio de Arquimedes, utilizando o procedimento da norma ASTM-C20 “*Apparent porosity, water absorption, apparent specific gravity, and bulk density of burned refractory brick and shapes by boiling water*” (ASTM, 2015).

As amostras foram imersas em água fervendo por 2 horas promovendo a infiltração de água nos poros abertos das amostras. Em seguida, o aquecedor da água foi desligado e as amostras ainda permanecem mergulhadas por no mínimo 12 horas em temperatura ambiente. Após este tempo, as amostras são pesadas imersas em água para se obter a massa imersa (M_i). Então o excesso de água é retirado com um pano úmido, as amostras são pesadas novamente para obter a massa úmida (M_u). A determinação da massa seca (M_s) é feita por pesagem das amostras após a secagem em estufa a 65°C por 24 horas.

A densidade aparente (ρ_a) é calculada pela Equação 3.

$$\rho_a = \frac{M_s}{M_u - M_i} \text{ (g/cm}^3\text{)} \quad \text{(Equação 3)}$$

A densidade relativa é calculada da ρ_a sobre a densidade teórica (ρ_t). Por sua vez a ρ_t dos compósitos é obtida através da regra das misturas (Equação 4).

$$\rho_t = \sum x_i \cdot \rho_i \quad \text{(Equação 4)}$$

Onde x_i e ρ_i são respectivamente, as frações volumétricas e densidades teóricas de cada fase das matérias-primas. Os valores de densidade teórica utilizados foram tirados da literatura, são eles 7,78 e 3,98 g/cm³ para o NbC e a Al₂O₃ respectivamente (PIERSON, 1996; CALLISTER; RESTHWISH, 2013).

4.3.2 Acabamento superficial e rugosidade

Para as análises das amostras como microscopia, dureza ou desgaste, as amostras precisam obter uma superfície lisa e padronizada, pois além de dificultar a visualização das amostras, superfícies com rugosidades diferentes afetam o desempenho de desgaste das amostras (YUST; BAYER, 1988).

Para preparação das amostras, elas foram embutidas em resina e depois foram lixadas e polidas. Foram utilizadas lixas de diamante de 270 µm, seguido de polimento com pastas de

diamante de 15, 9, 6, 3 e 1 μm e seus respectivos panos, pelo tempo necessário para se obter o melhor acabamento superficial para cada material e rugosidade dentro do limite estabelecido pela norma de desgaste *American Society for Testing and Materials* (ASTM) G99-17 “*Standart Test Method for wear testing with a Pin-on-Disk Apparatus*” (ASTM, 2017). Em seguida foram limpas com álcool e algodão.

As rugosidades das amostras foram medidas com um rugosímetro, marca Mitutoyo, modelo SJ-201P com 0,25mm de *cutoff*.

4.3.3 Microestrutura

Após o lixamento e polimento descrito na sessão 4.3.2, as amostras foram atacadas com ácido fosfórico em ebulição dentro de um béquer por 3 minutos no objetivo de se revelar o tamanho de grão. Ao fim do processo as amostras foram retiradas do béquer de ácido fosfórico e colocadas em um béquer com água fervente para interromper a reação química sem causar tensões térmicas nas amostras cerâmicas que possam causar trincas. A fim de se analisar então, o tamanho de grão como também a microestrutura em geral, como dispersão das partículas e formato das mesmas, as amostras foram levadas ao microscópio marca Zeiss onde micrografias foram obtidas das superfícies atacadas e polidas.

4.3.4 Dureza Vickers

Foram realizadas medições da microdureza dos compósitos heterogêneos e homogêneos em um microdurômetro Vickers marca Leica, modelo VM HT MOT, com carga de 2 kg. Utilizando o procedimento da norma ASTM C1327-15 “*Standart test method for Vickers Indentation Hardness of Advanced Ceramics*” (ASTM, 2015).

4.3.5 Tenacidade à indentação

A tenacidade à indentação das amostras heterogêneas e homogêneas de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NbC}$ foram determinadas pelo método de indentação. Neste método, uma impressão é feita com um penetrador Vickers, com carga que consiga gerar trincas na superfície da amostra, que neste caso foi de 10 kg. A tenacidade à fratura é calculada pela Equação 5, proposta por Anstis e Chantikul (1981).

$$K_{IC} = 0,016 \left(\frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{P}{c^{\frac{3}{2}}} \quad (\text{Equação 5})$$

Onde K_{IC} é a tenacidade à indentação ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$), E , é o módulo de elasticidade do compósito, calculado pela regra das misturas (GPa), H , é a dureza Vickers do material (GPa), calculado a partir da impressão gerada, P , a carga aplicada (N), c , comprimento da trinca, medido desde o centro da indentação (m). As impressões foram feitas no durômetro marca Vickers Instruments do Departamento de Engenharia de Materiais da EESC. As trincas das impressões foram medidas com o microscópio marca Zeiss. Um exemplo de uma indentação típica está na Figura 17.

Figura 17: Exemplo da indentação com carga de 10 Kg na amostra A90N10 para cálculo de tenacidade à indentação.

Fonte: O autor.

4.3.6 Análise tribológica

Os ensaios de desgaste da amostras foram feitos seguindo as recomendações da norma ASTM G99-17 (ASTM, 2017), em uma máquina, modelo pino-disco projetada por Ramos et al. (2014). Os ensaios foram realizados tanto na amostra MGF quanto nas homogêneas.

No ensaio, foram utilizadas esferas de Al_2O_3 comerciais de alta dureza e 6mm de diâmetro como pino. A esfera foi pressionada contra a amostra com uma carga de 1 Kg, em uma distância de 2 mm do centro do suporte giratório da amostra, obtendo-se uma trilha de desgaste de 4 mm de diâmetro. A velocidade relativa entre a esfera e a amostra foi de 0,1 m/s, e o ensaio foi executado até que a esfera percorresse uma distância de 500m.

O perfil desgastado foi medido por um microscópio laser de medição 3D, modelo LEXT-OLS4100 marca Olympus, onde obteve-se a média da área desgastada dos perfis, que

multiplicada pelo perímetro da trilha de desgaste, determinou o volume desgastado dos materiais. Foram realizadas 6 medidas de perfis para cada amostra. O coeficiente de desgaste dimensional foi calculada pela Equação 1. A Figura 18 apresenta exemplos dos perfis de desgaste que foram medidos pelo microscópio de medição 3D.

Figura 18: Perfis da trilha de desgaste das amostras (a) A70N30 e (b) A95N5.

Fonte: O autor.

Para análise dos mecanismos que levaram o desgaste da amostra, foram utilizadas microscopia óptica e microscopia de varredura. Na microscopia óptica foi utilizado um microscópio modelo BX60M, marca Olympus. Para microscopia eletrônica de varredura (MEV), de maior aumento e precisão, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura marca FEI modelo Inspect F50.

5. Resultados e discussão

5.1 Compósitos homogêneos de Al_2O_3 -NbC

5.1.1 Densidade

Os valores médios obtidos das densidades relativas estão apresentados na Tabela 4. Todas as amostras apresentaram altos valores de densidade, independente do teor de NbC, o que comprova a eficácia da técnica SPS. Não houve influência da quantidade de NbC na densidade por este processo e parâmetros de processo. Isto corrobora recentes trabalhos de compósitos Al_2O_3 -NbC sinterizados por SPS de Arantes et al. (2016) e Alecrim et al. (2017) que atingiram densidades relativas acima de 98% e 99% respectivamente. As pequenas diferenças no presente trabalho podem ser originadas da imprecisão da balança ou defeitos pontuais nas amostras.

Tabela 4: Densidade relativa dos compósitos homogêneos.

Amostras	Densidade Relativa (%)
A70N30	99,2
A75N25	99,9
A85N15	99,5
A95N5	99,8

Fonte: O Autor.

Como apresentado em trabalho recente (UEHARA, 2015), quanto maior a quantidade partículas de reforço de NbC na matriz de Al_2O_3 , menor a densificação e o tamanho de grão da matriz. A alta densificação das amostras pode ser explicada devido a aplicação de pressão (30 MPa) e o campo elétrico que fornecem energia adicional de sinterização durante o processo de SPS (BERNARD-GRANGER; GUIZARD; ADDEDAD, 2007; ALECRIM et al., 2017a; UEHARA, 2015).

5.1.2 Rugosidade

Os valores de rugosidade média (R_a) das amostras homogêneas após o acabamento superficial, estão apresentados na Tabela 5. As amostras apresentaram superfícies extremamente lisas após o polimento, com rugosidades inferiores ao limite máximo de 0,80 μm sugerido pela norma ASTM G99-17 [16], com exceção da amostra A95N5, que, embora dentro do padrão indicado pela norma, obteve uma rugosidade superficial superior às demais amostras, isto pode ser explicado devido o alto teor de Al_2O_3 . Há uma extrema dificuldade

em se polir Al_2O_3 , pois grãos inteiros são facilmente arrancados no processo (Stemmer, 2005). Estas características de qualidade de superfície, como topografia e porosidade influenciam no desgaste (YUST; BAYER, 1988). Porém, ao longo do ensaio, não foi observada uma relação entre o coeficiente de atrito e rugosidade das amostras, pois a amostra A95N5 apresentou coeficiente de atrito semelhante às de mais. Ou seja, sua rugosidade média superior não prejudicou de maneira significativa o deslizamento da esfera.

Tabela 5: Rugosidade média (Ra) das amostras homogêneas.

Amostras	Rugosidade média (Ra (mm))
A70N30	0,10
A75N25	0,10
A85N15	0,10
A95N5	0,57

Fonte: O autor.

5.1.3 Microestrutura

É apresentado na Figura 19 as micrografias das superfícies polidas e atacadas com ácido fosfórico das amostras. A microestrutura observada é típica das encontradas na literatura de Al_2O_3 -NbC (ACCHAR; SEGADÃES, 2009; UEHARA; 2015; FERREIRA; 2001), onde o fundo cinza é a matriz de Al_2O_3 e as pintas branca são as partículas de NbC de morfologia geral em formato de polígonos arredondados.

Todas as amostras apresentaram boa dispersão das partículas na matriz, o que proporciona boa homogeneidade das amostras garantindo propriedades semelhantes ao longo de toda a peça.

Não foi possível identificar os contornos de grão, o que pode ser devido à ação insuficiente do ácido fosfórico, embora este método seja recomendado pela literatura como Täffner et al. (2004), Voort (2004) e Chinn (2002).

As marcas pretas apresentadas na superfície da amostra A95N5 (Figura 19 (d)), de maior teor de Al_2O_3 , podem ser causadas no difícil processo de lixamento e polimento da Al_2O_3 , uma vez que segundo Stemmer (2005), como já citado, os grãos de alumina são facilmente arrancados no polimento.

Figura 19: Micrografia das superfícies polidas e atacadas das amostras: A70N30 (a), A75N25 (b), A85N15 (c) e A95N5 (d).

Fonte: O autor.

5.1.4 Dureza Vickers

Os valores de dureza Vickers obtidos encontram-se na Figura 20. É possível observar que quanto o maior teor de NbC, maior o valor da dureza. Também o valor de dureza é ampliado mais consideravelmente com pequenos aumentos de NbC, e após 15% do reforço, o benefício não é mais tão elevado, obtendo um nível de saturação. O resultado está coerente com a literatura. Segundo Acchar, Cairo e Segadães (2005), com base em estudos com várias composições de NbC em matriz de Al_2O_3 , o maior reforço acontece em teores de até 30% em peso de NbC. Além disso, resultados de Passoti (1999) e Acchar et al. (2000), mostraram um máximo de resistência para compósitos com 20% de NbC.

Figura 20: Dureza Vickers das amostras homogêneas Al_2O_3 -NbC para vários teores de NbC.

Fonte: O autor.

O aumento do valor de dureza com a adição de uma segunda fase, como já apresentado na literatura, se dá por razões como: restrição do movimento da fase matriz na vizinhança de cada partícula, alterando os mecanismos de propagação de trinca, o tipo de fratura, ou também pela diminuição do tamanho de grão da matriz (CALLISTER, RETHWISCH, 2012; UEHARA, 2015; FERREIRA, 2001; ACCHAR; SEGADÃES, 2009).

Segundo a literatura, há uma grande dispersão de valores de durezas dos compósitos Al_2O_3 -NbC. A variação deve-se às diversas rotas de processamento e diferentes matérias primas de partida, que geram diferentes microestruturas, com diferentes tamanhos de grãos e diferentes interações matriz e partícula de reforço. São apresentados na Tabela 6 diferentes valores de dureza Vickers obtidos na literatura por diferentes autores. Também na mesma tabela é apresentado um resumo de algumas das principais características das rotas de processamento destes autores, porém é aconselhável a completa leitura das referências para o completo entendimento. Uma rápida explicação de cada referência e métodos de análise da dureza está em seguida. Diferentes cargas de indentação e diferentes tipos de indentação Vickers como a nanoindentação dificultam um pouco a comparação entre os autores, de modo que quanto mais próximo a carga utilizada e o processo utilizado, mais correto a comparação.

Tabela 6: Dureza Vickers e resumo de características do processamento de diferentes compósitos de Al_2O_3 -NbC.

Trabalhos	Dureza Vickers (GPa)	Composição ¹ (% em peso)	Proces- so	Granulometria dos pós, d_{50} (μm)	Temperatura / pressão máxima ²
Presente trabalho	21,7	70% Al_2O_3 +30%NbC	SPS ³	0,45 (Al_2O_3) / 1,18 (NbC)	1500 °C / 30 MPa
Alecrim et. al. (2016)	25,4	95% Al_2O_3 +5%NbC	SPS	<0,1 μm (nanometric powders)	1500 °C / 80 MPa
Tonello (2013)	15,6	97,11% Al_2O_3 +2,89%NbC	SC ⁴	0,46 (Al_2O_3) / 2 (NbC)	1600°C
Acchar e Segadães (2009)	20	70% Al_2O_3 +30%NbC	HP ⁵	2,3 (Al_2O_3) / 2 (NbC)	1600 °C / 20 MPa
Ferreira (2001)	26	79,5% Al_2O_3 +20%NbC+0,5% Y_2O_3 +500ppm de MgO	SC	0,19 (Al_2O_3) / 0,85 (NbC)	1700 °C
Passoti (1999)	20,8	77% Al_2O_3 +20%NbC+3% Y_2O_3 +500ppm de MgO	SC	0,40 (Al_2O_3) / 2,40 (NbC)	1650 °C

Fonte: O autor, Acchar e Segadães (2009), Passoti (1999), Ferreira (2001), Alecrim et. al. (2016) e Tonello (2013).

(1) Composição de melhor resultado no trabalho.

(2) Valores de pressão apresentados apenas em caso de sinterização com aplicação de pressão, como prensagem a quente ou sinterização assistida por corrente elétrica.

(3) Sinterização assistida por corrente elétrica.

(4) Sinterização convencional.

(5) Prensagem a quente.

Acchar e Segadães (2009), por prensagem a quente, produziram compósitos de Al_2O_3 -30%pNbC, que atingiram valor médio de dureza Vickers de 20 GPa, utilizando carga de 30N.

Já com Al_2O_3 -20%pNbC e 3% em peso de ítria, Passoti (1999), que processou o compósito por sinterização convencional, obteve um limite de benefício na dureza Vickers com 20% em peso de NbC. Neste trabalho obteve-se 20,8 GPa em ensaio de dureza Vickers com 10N de carga.

No trabalho de Ferreira (2001), também com Al_2O_3 -20%pNbC, por sinterização convencional e com adição de aditivos como 500 ppm de magnésia na Al_2O_3 e 0,5% em peso de ítria (Y_2O_3), foi obtido valor de dureza Vickers de 26 GPa para uma carga de 49N de penetração.

Com teor de 5% em peso de NbC, o recente trabalho de Alecrim et al. (2016), que utilizou moagem reativa de alumínio com óxido de nióbio e sinterização por SPS, foram

obtidos valores de 25,4 GPa para os nanocompósitos, calculados pelo método de nanoindentação.

Tonello (2013) produziu uma ferramenta de corte do compósito Al_2O_3 -NbC com 2,89% em peso de NbC. O material foi processado por sinterização convencional e prensagem a quente. A dureza Vickers foi ensaiada com 10 Kgf, e apresentou valores de 15,6 GPa para o compósito produzido por sinterização convencional e 16,4 por prensagem a quente.

Comparando-se os resultados deste trabalho com os obtidos na literatura, é possível observar que os compósitos homogêneos de Al_2O_3 -NbC produzidos por SPS apresentaram valores superiores a compósitos produzidos por sinterização convencional ou prensagem a quente. Porém há trabalhos que atingiram valores mais elevados, utilizando aditivos como MgO e Y.

5.1.5 Tenacidade à indentação

Os valores de tenacidade à indentação calculados pela Equação 1, estão apresentadas na Figura 21. A influência do teor de NbC na tenacidade à indentação não é clara, pois os valores encontrados são semelhantes e estão dentro da margem de erro. Isto corrobora resultados como de Acchar et al. (2000) e Uehara (2015) que obtiveram valores de 2,5 a 4,5 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ e 3,23 a 5,37 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ respectivamente, sem obter uma razão correlação clara entre os teores, já que a margem de erro é elevada. Outros valores encontrados na literatura para compósitos Al_2O_3 -NbC são descritos abaixo.

Para amostras com 30% em peso de teor de NbC, sinterizadas por prensagem a quente, Acchar e Segadães (2009) obtiveram o valor de 4,5 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, utilizando carga de (30N).

Por sinterização convencional, Ferreira (2001), com 20% em peso do teor de NbC, obteve com a mesma carga de indentação (147N) o valor de 4,3 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Também com 20% em peso do teor de NbC, processada por sinterização convencional e utilizando carga de 49,05N, Passoti (1999) obteve valor de 3,1 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

Tonello (2013) produziu uma ferramenta de corte do compósito Al_2O_3 -NbC com 2,89% em peso de NbC e 0,069% em peso de MgO. O material foi processado por sinterização convencional e prensagem a quente. Com carga de 10 Kgf, as tenacidades a indentação calculadas foram de 5,8 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ por prensagem a quente e 5,4 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ por sinterização convencional.

Embora próximos a literatura, há ligeiras diferenças entre os trabalhos. Essas pequenas diferenças podem ser causadas por diferentes rotas de processamentos, como diferentes

morfologias, tamanhos de partículas, tamanho de grão e interface entre as partículas de reforço e a matriz. Algumas das principais características de processamento destes materiais estão na Tabela 6 da sessão anterior.

Como citado na revisão bibliográfica, a adição de NbC na matriz de Al_2O_3 pode aumentar a tenacidade à fratura devido à mecanismos como: ponte de trinca, tensões residuais e ponte de trinca. Isto explica a melhoria da tenacidade à indentação alcançada entre alguns trabalhos da literatura, e também explica a não queda da tenacidade à indentação dos compósitos deste trabalho mesmo elevando a dureza.

Figura 21: Tenacidade à indentação das amostras homogêneas Al_2O_3 -NbC para vários teores de NbC.

Fonte: O autor.

5.1.6 Análise tribológica

O volume desgastado, e o coeficiente de desgaste dimensional das amostras homogêneas de Al_2O_3 -NbC estão apresentados na Tabela 6 e Figura 22. Observa-se que as amostras com maior teor de NbC na composição apresentaram volumes desgastados inferiores. Segundo a classificação de Adachi, Kato e Chen (1997), todas as amostras homogêneas se enquadram em regime de desgaste moderado, ou seja, com boa resistência ao desgaste, porém a diferença entre o volume das amostras nas diferentes composições é considerável. Há um grande desvio padrão em medições da mesma, sendo que a amostra que apresentou maior variação foi a A70N30. Dada sua elevada resistência ao desgaste, seu volume desgastado é muito baixo, e qualquer mínima diferença entre um setor da trilha e outro da trilha, apresenta um grande desvio padrão. Isto ocorre pelo fato do laser medir

diversas regiões de desgaste distintas, que apresentam fraturas de dimensões diferentes, resultando assim nesta diferença.

Tabela 7: Valores do volume desgastado, desvio padrão e coeficiente de desgaste dimensional para amostras homogêneas de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NbC}$ em função do teor de NbC.

Nome	Volume desgastado (mm^3)	Coef. de desgaste ($\text{mm}^3/\text{N.m}$)
N30A70	$(2,2 \pm 2,3) \cdot 10^{-4}$	$4,6 \cdot 10^{-8}$
N15A85	$(8,3 \pm 2,4) \cdot 10^{-4}$	$1,7 \cdot 10^{-7}$
N10A90	$(4,7 \pm 1,1) \cdot 10^{-3}$	$9,5 \cdot 10^{-7}$
N5A95	$(4,4 \pm 0,9) \cdot 10^{-2}$	$8,9 \cdot 10^{-6}$

Fonte: O autor.

Figura 22: Gráfico do volume médio desgastado em função do teor de NbC para amostras homogêneas de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NbC}$.

Fonte: O autor.

Como mostrado nos resultados, somente a dureza não prediz a resistência ao desgaste, pois há de se considerar também interações químicas, mecânicas e térmicas, separadas ou combinadas do sistema. Por esta razão, a seguir está apresentado um exame dos mecanismos de desgaste dos materiais estudados, de modo que não só os valores apresentados de coeficiente de desgaste sejam considerados, mas os mecanismos de desgaste indiquem e auxiliem na seleção do material adequado para as aplicações desejadas. Na Figura 23, apresenta-se a imagem do perfil tridimensional da trilha de desgaste. Os setores em azul indicam as áreas de maior profundidade, portanto, mais desgastadas em relação à superfície

que está em verde. Os setores em vermelho são áreas mais elevadas que a superfície, que são causadas por deformações plásticas locais, adesões de detritos desgastados ou adesão das asperezas da esfera, que é mais macia que a amostra.

Figura 23: Perfil tridimensional da trilha de desgaste para amostra N30A70.

Fonte: O autor.

É possível observar que as áreas deformadas apresentam um padrão típico de fratura circular, repetido por toda a trilha. No microscópio óptico, também é possível visualizar esse padrão, como mostrado na região circulada na Figura 24. Este padrão também foi encontrando nos ensaios de Kong e Ashby (1992). Segundo os autores este padrão se assemelha ao padrão de fratura “Hertziana”. Devido à fragilidade do material, a carga aplicada do penetrador esférico causa uma rachadura de cone em volta da área penetrada no material, chamada de fratura Hertziana. No deslizamento com fricção, uma força tangencial é introduzida distorcendo o formato das rachaduras de circular para um formato reto, quanto maior o coeficiente de atrito maior a distorção da fratura. Ocorre um período de indução, um número de passagens sem desgaste apreciável até que o número de fraturas se torne crítico e os fragmentos de desgaste se separam da superfície (KONG; ASHBY, 1992; MEDVEDOVSKI, 2001). Os fragmentos de partículas de diferentes tamanhos, formas e pesos diferentes, que se movem em velocidades diferentes devido à turbulência e a colisão, são transportados entre as

superfícies causando impacto em ângulos diferentes gerando também pequenos fluxos plásticos e formações de trincas laterais e radiais (MEDVEDOVSKI, 2001).

Figura 24: Foto do perfil das marcas de desgaste da amostra A70N30.

Fonte: O autor.

O mesmo mecanismo foi observado em todas as amostras homogêneas, adicionalmente na amostra N5A95, onde, em uma ampliação na trilha de desgaste, é possível observar “sulcos” provenientes de desgaste abrasivo na direção do deslizamento (Figura 25). Podem ser causados pela superfície desgastada da esfera, que já não está mais em formato circular, acarretando em uma topografia danificada com regiões de picos, onde se aplica maior pressão ao material, forçando assim criação de sulcos e riscos.

Figura 25: Imagem de desgaste abrasivo na amostra A95N5.

Fonte: O autor.

Nas micrografias obtidas por MEV (Figuras 26), são apresentadas imagens das trilhas de desgaste e ampliações da zona desgastada dentro da trilha para os compósitos cerâmicos homogêneos de Al_2O_3 -NbC. As micro-trincas e micro-fraturas, originadas pelas tensões cíclicas de desgaste, são observadas em todas imagens (observe as setas), sendo que as amostras com menor teores inferiores de NbC apresentaram maior quantidade e maior dimensão destas fraturas. Na amostra A75N25 também é possível visualizar riscos abrasivos (área circulada da Figura 26 (d)). Também é perceptível o aumento de microfraturas com a diminuição do teor de NbC, a amostra A95N5 é a que possui maior quantidade de microfraturas.

Na Figura 26 (d) há uma região onde as partículas de NbC não são visíveis. Isto sugere ocorrência de filmes aderidos cobrindo regiões da superfície. Estes filmes podem ser tanto de hidróxido de alumina formado pela reação da alumina desgastada com o ar, e materiais aderidos da esfera, eles são semelhantes aos encontrados no trabalho de Ferreira (2001). Ferreira (2001) realizou ensaios de desgaste em diferentes umidades relativas do ar, de 26% a 76%, e os filmes de hidróxidos de alumina foram bem mais notáveis nas maiores umidades. Os ensaios apresentados neste trabalho foram realizados em temperaturas e umidade ambiente, portanto, também se espera a formação do tribofilme. Estes filmes podem promover

a lubrificação no desgaste, causando uma diferença de até uma ordem do valor desgastado final. Porém como todas as amostras deste trabalho foram feitas em mesmas condições de umidade, esse fator não irá interferir na comparação das mesmas.

Figura 26: Micrografias obtidas por MEV das trilhas e zonas de desgaste das amostras A70N30 (a) e (b), A75N25 (c) e (d), A85N15 (e) e (f) e A95N5 (g) e (h).

Fonte: O autor.

Como já revisado, as microtrincas dependem de um número de ciclos para serem propagadas levando as microfraturas no material, caracterizando assim, um desgaste por fadiga. Localizando os parâmetros de ensaios utilizados no presente trabalho no mapa de desgaste da alumina, apresentado na sessão 3.4.5 (Figura 11), identificamos que a região encontrada também classifica o mecanismo dominante de microfraturas em regime de desgaste por fadiga (Figura 27).

Figura 27: Diagrama de Kong e Ashby dos mecanismos de desgaste de alumina com pontos marcando as condições de teste utilizadas no presente trabalho.

Fonte: Adaptado de Kong e Ashby (1992).

A figura 28 apresenta os valores do coeficiente de atrito para as amostras com Al_2O_3 . As amostras homogêneas apresentam valores de coeficientes de atrito próximos, mesmo com a pequena variação da amostra A85N15, o que sugere que todas as composições apresentaram comportamentos de superfície de desgaste no decorrer do ensaio, similares, como tamanhos de asperezas próximos com exceção da amostra A85N15. As diferentes distribuições das microfraturas entre as amostras podem provocar uma mudança da topografia, acarretando em

uma mudança ao coeficiente de atrito. Falhas no processamento, como defeitos na superfície ou subsuperfície também pode acarretar uma região que se desgasta rapidamente, mudando a topografia e aumentando o coeficiente de atrito. Inicialmente, a superfície está lisa e o coeficiente se mantém baixo e logo sobe, mantendo-se relativamente constante durante o ensaio, isto implica que não há mudança de mecanismo de desgaste durante o tempo do ensaio. Segundo Toschi et al. (2003), quando o desgaste adesivo é dominante, as asperezas tendem a se deformar plasticamente aumentando a área de contato no deslizamento e o coeficiente de atrito. Portanto o material mais duro teria menos deformações nas asperezas apresentando assim um menor coeficiente de atrito. Embora, no presente estudo, as amostras não apresentaram uma correlação entre dureza e coeficiente de atrito, a amostra A70N30 apresentou o menor atrito, que pode ser influenciado por uma alta resistência ao desgaste adesivo, que mesmo não sendo dominante, pode ocorrer simultaneamente.

Figura 28: Gráfico do coeficiente de atrito para as amostras Al_2O_3 -NbC de diferentes composições.

Fonte: O autor.

É apresentado na Figura 29 um gráfico do volume desgastado e da dureza em função do teor de NbC. O gráfico mostra que o aumento do teor de NbC beneficia a dureza do material até um certo limite. Porém, ainda que o valor de dureza tenha atingido um patamar limite, a resistência ao desgaste ainda continua a crescer com a adição de NbC, tendo uma redução em seu benefício somente com uma quantidade ainda maior de NbC. Isto é ainda mais evidente no gráfico, se levarmos em conta que o eixo do volume desgastado está em escala logarítmica. Segundo estudos da literatura, o máximo de reforço com o NbC é atingido

com porcentagens até 30% em peso de NbC, geralmente em 20% (ACCHAR; CAIRO; SEGADÃES, 2003, ACCHAR et al., 2003, PASSOTI, 1999). Porém a maioria dos estudos leva em conta apenas a dureza e tenacidade à fratura. Para aplicações como ferramenta de corte, a resistência ao desgaste é a variável de maior importância.

Figura 29: Gráfico com o volume desgastado e a dureza em relação ao conteúdo de NbC em peso.

Fonte: O autor.

Na Figura 30 são comparados resultados aqui estudados com os dois trabalhos encontrados na literatura, onde são avaliados os desgastes dos compósitos Al_2O_3 -NbC com 20%p de NbC (FERREIRA, 2001) e 5%p de NbC (ALECRIM et al. 2016; ALECRIM et al. 2017b) em ensaios pino-disco, também contra esferas de Al_2O_3 . A relação de taxa de desgaste em função do teor de NbC achadas na literatura apresentaram um comportamento próximo ao presente trabalho. Onde as amostras da literatura com maior teor de NbC apresentaram menor desgaste. Em teores de 5%p de NbC, os resultados aqui estudados se encontram bem próximos ao do trabalho de Alercrim et al. (2017b). No caso do trabalho de Ferreira (2001), a taxa de desgaste apresenta um valor um pouco mais distante da função observada no presente trabalho. Isto pode ser devido a adição de aditivos na sinterização como Y e MgO. A amostra A70N30 obteve o melhor resultado de desgaste do que as demais da literatura deste compósito.

No estudo de desgaste, a comparação com os valores da literatura deve ser feito com cuidado, pois o desgaste é um produto do sistema, e a taxa de desgaste leva em conta as variáveis mais relevantes para comparações em processos de ensaio ou aplicação padronizados, mas não consegue prever com precisão todas as influências e variáveis (LIMA, 2015; HUTCHINGS, 1992). Outra dificuldade na comparação são as diferentes formas de mensurar o desgaste, como a precisão dos equipamentos de medida. Ainda mais em materiais de alta resistência ao desgaste, como os aqui estudados, que dificultam a detecção dos materiais removidos. As taxas de desgaste comparadas foram obtidas das literaturas em condições mais próximas possíveis encontradas.

Figura 30: Comparação das taxas de desgaste com a literatura.

Fonte: Presente trabalho, Ferreira (2001), Alecrim et al. (2016) e Alecrim et al. (2017b).

Na Figura 31 é apresentado uma comparação do coeficiente dimensional de desgaste do compósito de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NbC}$ (amostra A70N30) do presente trabalho com outros reforços utilizados para ferramentas de corte de Al_2O_3 . É observado que ele está entre os mais baixos coeficientes, portanto entre os mais resistentes ao desgaste. Ficando apenas inferior dos valores encontrados no compósito de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-WC-VC}$ de Su et al. (2018). Este compósito consiste em 84% em peso de Al_2O_3 , 15% de WC e 1% de carbeto de vanádio (VC). A adição de VC como aditivo para aumentar a resistência ao desgaste do compósito é essencial, sem o mesmo o coeficiente sobe a valores de sétima ordem.

Também é interessante mencionar, que, apenas trocando a esfera de metal duro utilizada no teste, para uma esfera cerâmica de nitreto de silício (Si_3N_4) foi o suficiente para elevar o coeficiente de desgaste para a sétima ordem. Portanto não é possível comparar precisamente o desempenho de diferentes materiais se não testados em idênticas condições. Porém é difícil encontrar na literatura iguais condições e configurações de testes de desgaste em diferentes compósitos e trabalhos

Figura 31: Comparação do coeficiente de desgaste do compósito de Al_2O_3 reforçado com NbC e outros reforços utilizados.

Fonte: O autor, Jianxin et al. (2006), Yin et al. (2016), Masanta, Shariff e Choudhury (2010), Su et al. (2018) e Su et al. (2019).

5.2 Compósito heterogêneo de Al_2O_3 -NbC (material com gradiente funcional)

5.2.1 Densidade

Na densidade, também não houve grande diferença entre a amostra heterogênea e a homogênea, que atingiram valores de 98,8 e 99,2 % de densidade relativa respectivamente. Como explicado na seção 5.1.2, a alta densificação se dá devido a eficácia da técnica SPS.

5.2.2 Rugosidade

Os valores de rugosidade média são os mesmos para ambas as amostras homogêneas e heterogêneas (0,10 μm). O que indica um bom acabamento superficial e padronizado, não

havendo interferência de diferentes topografias da superfície nas comparações de resistências de desgaste.

5.2.3 Microestrutura

Na Figura 31 está apresentada a superfície da amostra A70N30 em comparação com a amostra em MGF com de mesma composição na superfície. Como esperado a amostra em MGF apresenta as mesmas características microestruturais da amostra A70N30 discutidas na sessão 5.1.3.

Figura 31: Micrografia das superfícies da amostras homogênea e heterogênea de mesma composição superficial.
Amostra A70N30 (a) e MGF (b).

Fonte: O autor.

5.2.4 Dureza Vickers

Os valores de dureza obtidos para o compósito A70N30, o compósito com gradiente de composição química e uma amostra de metal duro comercial de WC-Co estão na Tabela 7. Mesmo que pequena o MGF apresentou melhor resultado do que a amostra homogênea de mesma composição na superfície. Esta elevação da dureza se dá devido à presença de tensão residual de compressão gerada na superfície do material. Esta tensão residual é comprovada e discutida no tópico de tenacidade à indentação. Em relação ao metal duro comercial, os valores dureza dos compósitos de Al_2O_3 -NbC foram superiores. A dureza acima do metal duro é um dos fatores que tornam a cerâmica uma melhor opção na usinagem de alguns materiais. No entanto seu uso ainda pode ser limitado por outras propriedades como baixa resistência e tenacidade à fratura (JYANXIN, 2010, ACCHAR; SEGADÃES, 2009; STEMMER, 2005).

Tabela 8: Dureza Vickers das amostras: MGF, N30A70 e WC-Co.

Amostras	Dureza (GPa)
MGF	22,4 ± 1,43
A70N30	21,72 ± 1,22
WC-Co (comercial)	16,11 ± 0,89

Fonte: O autor.

5.2.5 Tenacidade à indentação

Os valores de tenacidade à indentação calculados pela Equação 2 estão apresentados na Tabela 8.

O aumento expressivo da tenacidade do MGF em relação à amostra homogênea, comprova a influência de tensões residuais compressivas na camada exterior. A camada exterior com maior teor de NbC possui um coeficiente de expansão linear menor que as camadas interiores, assim a retração após a sinterização das camadas interiores tendem ser maiores e acabam suprimindo a camada exterior na tentativa de retração, tensões residuais de compressão são geradas nas camadas exteriores e de tração nas inferiores (JIANXIN et al., 2010; TOSCHI, 2003). Resultados de dilatometria de compósitos homogêneos de diversos teores de NbC em matriz de Al_2O_3 apresentados no trabalho de Uehara (2015) comprovam a menor taxa de retração linear para os compósitos com maior teor de NbC. Este efeito de reforço por tensões residuais para ferramentas de corte cerâmicas, também foi encontrado em compósitos multicamadas como os de Al_2O_3 -(W,Ti)C e Al_2O_3 -TiC por Jianxin et al. (2010) e em compósitos MGF de S_3N_4 -(W,Ti)C por Tian et al. (2018). No trabalho de Jianxin et al. (2010), as amostras multicamadas com melhor desempenho também tiveram valores de tenacidade aprimorados a cerca do dobro.

Tabela 9: Tenacidade à indentação das amostras: MGF, N30A70 e WC-Co.

Amostras	Tenacidade à indentação K_{IC} ($\text{MPa.m}^{1/2}$)
MGF	6,01 ± 1,01
A70N30	2,68 ± 0,70
WC-Co (comercial)	7,57 ± 0,05

Fonte: O autor.

Embora a tenacidade à indentação dos compósitos NbC- Al_2O_3 são inferiores aos cermetos como o WC-Co, ou Al_2O_3 com outros reforços como ZrO_3 - Al_2O_3 cerca de $8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ (CASELLAS et al., 2005; DAGUANO et al., 2007), características únicas dos compósitos Al_2O_3 -NbC, como dureza superior inclusive em altas temperaturas, altas

velocidades de corte, inércia química, e boa resistência ao desgaste são vantagens que o tornam um bom material para aplicações ferramentas de corte (ACCHAR, SEGADÃES; 2009).

5.2.6 Análise tribológica

Na Tabela 8, são apresentados os valores do volume desgastado, coeficiente de desgaste dimensional para as amostras de material com gradiente funcional (MGF), comparadas com a homogênea de mesma composição na superfície A70N30 e uma ferramenta comercial de metal duro de WC-Co. Observa-se que a amostra homogênea N30A70 apresenta o melhor desempenho, seguida pela ferramenta de metal duro e por último pela MGF.

O resultado impressiona pelo fato da amostra MGF com melhores valores de dureza e tenacidade à indentação possuir menor resistência ao desgaste. Isto pode ser devido ao modelo do ensaio. No ensaio pino-disco a esfera é comprimida e deslizada contra a superfície, somando a carga da tensão residual de compressão, a superfície fica sobrecarregada a compressão apresentando um menor desempenho. No caso da aplicação da ferramenta na usinagem no torno, a tensão residual de compressão pode ser benéfica e levar a resistência à tração no gume. Tanto no trabalho de Jianxin et al. (2010) e Tian et al. (2018), o mesmo mecanismo de reforço de tensão residual foram benéficos para aplicação de usinagem em torno. Portanto sugere-se a confecção do MGF em formato adequado para teste prático na usinagem em torno, e também um estudo mais aprofundado sobre as tensões residuais geradas no MGF Al_2O_3 -NbC. Apesar de todas as amostras cerâmicas apresentarem dureza mais elevada que o metal duro, só a partir de 15%p de NbC que as amostras cerâmicas começaram a apresentar maior resistência ao desgaste que o metal duro de WC-Co. A amostra N30A70 obteve um valor de cerca de 5x menor do volume desgastado em relação ao metal duro comercial nas condições padrões do ensaio realizado. Como já explicado na discussão do desgaste das amostras homogêneas, somente a dureza não prediz a resistência do desgaste, mas as condições sistêmicas do evento e os mecanismos de desgastes provocados na ferramenta.

Tabela 10: Valores médios de volume desgastado, desvio padrão e coeficiente de desgaste dimensional para as amostras MGF, N30A70 e metal duro comercial.

Nome	Volume desgastado (mm ³)	Coef. de desgaste (mm ³ /N.m)
MGF	$(2,5 \pm 0,3) \cdot 10^{-3}$	$5,1 \cdot 10^{-7}$
N30A70	$(2,2 \pm 2,3) \cdot 10^{-4}$	$4,6 \cdot 10^{-8}$
Comercial WC-Co	$(1,2 \pm 0,8) \cdot 10^{-3}$	$2,5 \cdot 10^{-7}$

Fonte: O autor.

Na Figura 32 pode ver o gráfico dos coeficientes de atrito para estas amostras. Nota-se que o MGF obteve maior atrito do que os de mais. Sendo sua superfície o mesmo material da amostra A70N30, esta diferença pode se dar pela diferença do formato das fraturas, que por sua vez, pode ser justificada por defeitos proveniente da sinterização do MGF e tensões residuais provocadas pelas camadas de diferentes retrações lineares.

Figura 32: Gráfico do coeficiente de atrito para as amostras MGF N30A70 e metal duro comercial.

Fonte: O autor.

Na Figura 33 (a) são apresentadas imagens tiradas do microscópio óptico a trilha desgastada da amostra MGF. São encontrados detritos de desgaste em volta da trilha, são partículas duras que se soltaram e que podem ficar no meio do processo causando abrasão até serem expulsas para fora da trilha. Algumas marcas de deformação hertziana são encontradas mais facilmente na borda da trilha. No centro (Figura 33 (b)), mesmo com ampliação, por microscopia óptica é mais difícil a visualização. Mas alguns riscos abrasivos são possíveis de serem visualizados. Também as asperezas no centro, apresentadas tanto nas imagens do microscópio óptico, ou das micrografias obtidas por MEV (Figura 34), são devido à

deformação plástica das regiões fraturas e deformação causada pela abrasão em regiões próximas. Ambas acarretadas por tensões cíclicas. São os mesmos mecanismos apresentados pela amostra homogênea A70N30, porém em maior intensidade.

Figura 33: (a) imagem da trilha de desgaste da amostra MGF por microscopia óptica e (b) zona ampliada da trilha de desgaste.

Fonte: O autor.

Figura 34: Micrografia obtida por MEV da região desgastada da amostra MGF, (a) imagem da trilha, (b) ampliação dentro da trilha.

Fonte: O autor.

Na amostra de metal duro comercial a base de WC-Co, foi identificada adesão de material na sua superfície (Figura 35). Na análise EDS o pico aumenta para oxigênio e alumínio, e na região do material aderido, indicando que o material aderido é proveniente da esfera de alumina. Esta adesão pode ser facilitada por dois motivos, a pressão de partículas duras que podem penetrar e se aderir em uma matriz macia, neste caso de cobalto (LIMA, 2015), como na afinidade química da difusão do oxigênio da alumina na oxidação do W e do Co, pois embora não seja possível comprovar pelos ensaios aqui realizados, a oxidação do metal duro no processo de corte já foi comprovada em estudos anteriores (SAYIT; ASLANTAS; ÇIÇEK, 2009). Não é possível identificar riscos no material, nem microfraturas. Também é possível visualizar os carbeto em relevo superior a matriz, que por ser mais macia é removida plasticamente primeira, apresentando uma fluidez em escala microscópica (WANG et al., 2012). Também é visualizado buracos na região do desgaste, o que indica remoção de grãos de WC da matriz, que foi facilitada pela remoção anterior do ligante de Co (WANG et al., 2012). Na literatura os mecanismos de desgaste principais do metal duro são citados como abrasão, adesão e oxidação (JI et al., 2018; WANG et al., 2012; SAYIT; ASLANTAS; ÇIÇEK, 2009). Nos ensaios apresentados neste trabalho sugerimos que os principais mecanismos foram expulsão do ligante, adesão e oxidação.

Figura 35: Partículas de Al_2O_3 aderidas na superfície do metal duro.

Fonte: O autor.

6. Conclusões

A caracterização dos compósitos homogêneos e heterogêneos de Al_2O_3 -NbC produzidos por SPS para aplicação como ferramentas de corte, nos levou as seguintes conclusões:

- a) A adição de NbC proporciona um aumento na dureza, porém seu benefício tende atingir um limite, onde de 25% para 30% de NbC, já não é observado uma melhoria significativa. O metal duro comercial de WC-Co apresentou dureza abaixo de todas as amostras cerâmicas, porém uma tenacidade à indentação, cerca de, 2,5 vezes maior. Não houve uma correlação entre os teores de NbC estudados e a tenacidade à indentação das amostras cerâmicas. A amostra MGF apresenta um valor minimamente elevado na dureza e um pouco mais que o dobro de tenacidade à indentação comparada a sua amostra homogênea sem tensão residual de compressão. Isto comprova a existência do reforço por tensão residual. Ambas MGF e homogênea apresentam dureza superior ao metal duro, sendo que a amostra MGF apenas atinge uma tenacidade à indentação próxima ao mesmo;
- b) Mesmo com dureza superior de todas cerâmicas ao metal duro, apenas as cerâmicas a partir de 25%p de NbC apresentaram valores de resistência ao desgaste superior ao metal duro comercial. Isto mostra a relevância do estudo de desgaste para averiguar o teor adequado de NbC que garanta a melhor vida útil da ferramenta e para seleção de ferramentas para aplicações de corte. Onde o teor de 30% em peso de NbC proporciona o melhor desempenho, inclusive quase 5 vezes superiores ao metal duro;
- c) O MGF apresentou menor resistência ao desgaste em relação ao seu homogêneo, mesmo apresentando maior dureza e tenacidade à indentação. Isto deve ser melhor estudado, porém pode se dar pelo modelo do ensaio pino-disco, onde uma avaliação prática na usinagem poderia apresentar um desempenho melhor que o seu homogêneo, assim como outras ferramentas cerâmicas reforçadas por tensão residual encontradas na literatura. A amostra homogênea teve cerca de cinco vezes menos do volume desgastado em relação ao metal duro enquanto a MGF obteve cerca de o dobro do volume desgastado do metal duro.
- d) Os mecanismos de desgaste foram os mesmos entres as composições de diferentes teores de NbC e na amostra MGF. Nestas os mecanismos de desgaste predominantes foram desgaste por fadiga de contato, ocasionado microtrincas e

microfraturas. Em menor quantidade também foram encontrados mecanismos adesivos, abrasivos e formação de tribo-filme na superfície da alumina. Quanto maior o teor de NbC menor microtrincas e microfraturas foram observadas. No caso do metal duro foi identificado, adesão da esfera, remoção de grãos do caberto, e expulsão por deformação plástica e fluência do ligante.

7. Sugestões para trabalhos futuros

Alguns trabalhos futuros são sugeridos para melhor compreender os benefícios dos materiais aqui estudados, dos quais podem se destacar:

- a) Produção de ferramentas para estudo prático dos compósitos na usinagem de diversos materiais diferentes;
- b) Estudo do comportamento de desgaste para composições de 20% a 50% em peso de teor de NbC;
- c) Estudo de aditivos de sinterização com MgO e Y no processamento por SPS;
- d) Estudo das tensões residuais por diferentes métodos como elementos finitos, difração de raio-x ou cálculos teóricos geradas pelas diferentes retrações entre as camadas;
- e) Estudo da arquitetura das camadas para obter a tensão residual mais benéfica;
- f) Estudo comparativo entre os reforços nanoparticulados de NbC e os convencionais, com e sem aditivos.
- g) Estudo da influência dos parâmetros de sinterização de SPS dos compósitos NbC- Al_2O_3 .
- h) Influência do tamanho das partículas de NbC na matriz de Al_2O_3 .
- i) Ensaiar e comparar compósitos de Al_2O_3 com outros reforços utilizados como WC, TiC, TiN, SiC e ZrO_2 nas mesmas condições de ensaio.
- j) Estudar a influência do teor destes outros compósitos de Al_2O_3 no comportamento de desgaste.

Referências Bibliográficas

- ACCHAR, W.; SEGADÃES, A. M. Properties of sintered alumina reinforced with niobium carbide. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 27, n. 2, p. 427-430, 2009.
- ACCHAR, W.; GREIL, P.; MARTINELLI, A. E.; CAIRO, C. A. A.; BRESSIANI A. H. A.; BRESSIANI, J. C. Sintering behaviour of alumina-niobium carbide composites. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 20, p. 1765-1769, 2000.
- ACCHAR, W.; CAIRO, C. A.; SEGADÃES, A. M. TEM study of a hot-pressed Al_2O_3 composite material. **Materials Research**, v. 8, n. 1, p. 109-112, 2005.
- ADACHI, K.; KATO, K.; CHEN, N. Wear Map of Ceramics. **Wear**. 203-204, p. 291-301, 1997.
- ALECRIM L. R. R.; FERREIRA, J. A.; GUTIÉRREZ-GONZÁLEZ, C. F.; SALVADOR, M. D.; BORRELL, A.; PALLONE, E. M. J. A. Effect of reinforcement NbC phase on the mechanical properties of Al_2O_3 -NbC nanocomposites obtained by spark plasma sintering. **Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials**. vol. 64, p. 255-260, 2017a.
- ALECRIM, L. R. R.; FERREIRA, J. A.; GUTIÉRREZ-GONZÁLEZ, C. F.; SALVADOR, M. D.; BORRELL, A. Sliding wear behavior of Al_2O_3 -NbC composites obtained by conventional and nonconventional techniques. **Tribology International**. vol. 110, p. 216-221, 2017b.
- ALECRIM L. R. R.; FERREIRA, J. A.; BORRELL, A.; MOYA, M. D. S.; PALLONE, E. M. J. A. Análises tribológicas de nanocompósitos de alumina reforçados com carbeto de nióbio e sinterizados por SPS. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIAS E ENGENHARIAS DE MATERIAIS, 22., 2016, Natal-RN, Brasil. **Anais eletrônicos... METALLUM**, 2016. Disponível em: <<http://www.metallum.com.br/22cbecimat/anais/PDF/113-072.pdf>>. Acesso em: 27 fev. 2019.
- ALMATIS COMPANY. Dados da matéria prima de Al_2O_3 , nome comercial A 1000SG. Disponível em: <<http://www.almatis.com/market-en/ceramics/batch-ground-calcined-aluminas/>>. Acesso em: 27 mar, 2019.
- ALTINTAS, Y. **Manufacturing automation: Metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design**. 2 ed. USA: Cambridge University Press, 2012.
- ALVES, A. N. L.; ROSE, H. V. D. Exposição ocupacional ao cobalto: aspectos toxicológicos. **Revista Brasileira de Ciências Farmacêuticas**. vol. 39. p. 131-139, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **C20-00**: Apparent porosity, water absorption, apparent specific gravity, and bulk density of burned refractory brick and shapes by boiling water. West Conshohocken, USA, 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **C1327-15**: Standard test method for Vickers Indentation hardness of Advanced Ceramics. West Conshohocken, USA, 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **G99-17**: Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. West Conshohocken, USA, 2017.

ANTIS, G.; CHANTIKUL, P. A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, direct crack measurements. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 64, n. 9, p. 533-538. 1981.

ARANTES V. L.; SAKIHAMA, J.; VLEUGELS, J.; HUANG, S. Materiais com gradiente funcional a base de $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{NbC}$ obtidos por sinterização assistida por corrente elétrica. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CERÂMICA, 60., 2016, São Paulo, Brasil. **Anais eletrônicos...** São Paulo: METALLUM, 2016. Disponível em: <<http://www.metallum.com.br/60cbc/anais/PDF/11-050TT.pdf>>. Acesso em: 27 mar. 2016.

ARONSON, B.; ASCHAN, L. J. Niobium in cemented carbide. INTERNATIONAL SYMPOSIUM NIOBIUM, 81., 1981, San Francisco, **Proceedings...** San Francisco: Harry Stuart, p. 637-652, 1981.

BERA, T. ACHARYA, S. K., SUTRADHAR, G. Mechanical and dry sliding wear behavior of LM6/cenosphere composites. **International Journal of engineering, science and technology**. v. 11, n. 1, p. 1-9, 2019.

BERNARD-GRANGER, G.; GUIZARD, C.; ADDAD, A. Sintering of an ultra pure α -alumina powder: I. Densification, grain growth and sintering path. **Journal of Materials Science**, v. 42, n. 15, p. 6316-6324, 2007.

BRASIL. Departamento Nacional de Produção Mineral. **Sumário Mineral**. Disponível em: <<https://www.dnpm.gov.br/dnpm/sumarios/sumario-mineral-2014>>. Acesso em 17 set. 2017.

CASELLAS, D.; NAGL, M. M.; LLANES, L.; ANGLADA, M. Microstructural coarsening of zircônia-toughened alumina composites. **Journal of the American Ceramic Society**. vol. 88, n. 7, p. 1958-1963, 2005.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2013.

CHINN, R. E. **Ceramography**: Preparation and analysis of ceramic microstructures. USA: ASM international, 2002.

COLOGNA, M., FRANCIS J. S. C., RAJ R. Field assisted and flash sintering of alumina and its relationship to conductivity and MgO-doping. **Journal of the European Ceramic Society**. vol. 31, n. 15, p. 2827-2837, 2011.

DAGUANO, J. K. M. F.; SANTOS, C.; SOUZA, R. C.; BALESTRA, R. M.; STRECKER, K.; ELIAS, C. N. Properties of ZrO_2 - Al_2O_3 composite as a function of isothermal holding time. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**. vol. 25, n. 5-6, p. 374-379, 2007.

DIAS, C. **Fibrocimentos com gradação funcional**. 2011. p. 173. Tese de doutorado. Escola Politécnica, Universidade de São Paulo: São Paulo, 2011.

DINIZ, M. A. **Sinterização de matrizes cerâmicas à base de alumina reforçadas por carbeto a partir de precursores poliméricos**. 2007. p. Tese de doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Norte: Natal, 2007.

FABER, K. T.; EVANS, A. G. "Crack deflection processes – I. Theory. **Acta Metallurgica**. vol. 31, n. 4, p. 565-576, 1983.

FARIAS, A.; BATALHA, G., F. Tribologia aplicada a processos de fabricação: Integridade superficial de peças usinadas em condição endurecida (hard machining) – An Overview. In: MEDEIROS, J. T. N. (ed). **Triblook**: Um livro da Tribologia e Integridade Estrutural. Vol. C. Natal, RN: EDUFRN, Editora da UFRN, 2015.

FERREIRA, V. **Processamento e caracterização mecânica e tribológica do compósito Al_2O_3 -NbC**. 2001. p. 151. Dissertação de mestrado. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN), Universidade de São Paulo: São Paulo, 2001.

FRANCO, E.; COSTA, C. E.; TSIPAS, S. A.; GORDO, E. Cermets based on FeAl-NbC from composite powders: Design of composition and processing. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**. v. 48. p. 324-332, 2015.

FU, Y.; EVANS, A. G. Some effects of microcracks on the mechanical properties of brittle solids – I. Stress, Strain relation. **Acta Metallurgica**. vol. 33, n. 8, p. 1515-1523, 1985.

GARCIA, J.; CIPRÉS, V. C.; BLOMQVIST, A.; KAPLAN, B. Cemented Carbide microstructure: a review. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**. v. 80 p. 40-68, 2019.

HARMER, M. P.; BROOK, R. J. The effect of MgO additions on the kinetics of hot pressing in Al_2O_3 . **Journal of Material Science**. vol. 15, n. 12, p. 3017-3024, 1980.

HUANG, S. G.; LIU, R. L.; LI, L.; VAN DER BIEST, O.; VLEUGELS, J. NbC as grain growth inhibitor and carbide in WC-Co hardmetals. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**. v. 26. p. 389-395, 2008.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. 1 ed. London: Edward Arnold, 1992.

INORGANIC CRYSTAL STRUCTURE DATABASE. Banco de dados. Collection Code 94449. Disponível em: <<https://icsd.fizkarlsruhe.de/viscalc/jsp/sliderDetail.action>>. Acesso em: 17 set. 2017.

ITURRIZA, I.; CASTRO, F.; FUENTES, M. Sinter and sinter-HIP of silicon nitride ceramics with yttria and alumina additions. **Journal of Materials Science**. vol. 24, n. 6, p. 2047-2056, 1989.

JI, W.; YUAN, Y.; ZOU, B.; DAI, S.; ZHANG, H. Friction and wear behaviour of cemented carbide tool materials sliding against Al_2O_3 and Si_3N_4 ceramics under dry condition. **Ceramics international**. vol. 44, p. 17486-17491, 2018.

JIANXIN, D.; ZHENXING, D.; DONGLING, Y.; HUI, Z.; XING, AI.; JUN, Z. Fabrication and performance of $Al_2O_3/(W,Ti)C + Al_2O_3/TiC$ multilayered ceramic cutting tools. **Material Science and Engineering A**. v. 527, p. 1039-1047, 2010.

JIANXIN, D.; ZELIANG, D.; JUN, Z.; JIANFENG, L.; TONGKUN, C. Unlubricated friction and wear behaviours of various alumina-based ceramic composites against cemented carbide. **Ceramics international**. v. 32. p. 499-507, 2006.

KATO, K.; ADASHI, K. Wear mechanisms. In: BHUSHAN, B. (ed). **Modern Tribology Handbook: Principles of Tribology**. Vol. 1. Boca Raton, Flórida: CRC Press LLC, 2001.

KOIZUMI, M. FGM Activities in Japan. **Composites Part B: Engineering**. vol. 28, Japan, p. 1-4, 1997.

KONG, H.; ASHBY, M. F. Wear mechanisms in brittle solids. **Acta Metallurgical et Materialia**. vol. 40, n. 11, p. 2907-2920, 1992.

LARSEN-BASSE, J. Success and failure of simple models for abrasive wear, In: ASTM STP 1105: Tribological modeling for mechanical designers. **Proceedings...** Ludema, K.C.; Bayer, R. G., eds., p. 51-62, ASTM, 1991.

LEE, W. E.; RAINFORTH, W. M. **Ceramic microstructure property control by processing**. Ed. Chapman & Hall, First Edition, London, p. 280, 1994.

LIMA, E. C. C. Mecanismos de desgaste no pino, na cabeça do pistão e na abóbada interna do cabeçote de um motor de combustão interna. In: MEDEIROS, J. T. N. (ed). **Triblook: Um livro da Tribologia e Integridade Estrutural**. Vol. A. Natal, RN: EDUFRN, Editora da UFRN, 2015.

LIU, J. **Reinforcement in ceramic matrix composites**. 1991. PhD thesis. University of Missouri: Rolla, 1991.

MAHAMOOD, R. M.; AKINLAB, E. T.; SHUKLA, M.; PITYANA, S. Functionally Graded Material: An Overview. In: WORLD CONGRESS ON ENGINEERING, 3., 2012, London, U.K. **Proceedings...** London: WCE, 2012.

MASANTA, M.; SHARIFF, S.; CHOUDHURY, A. Tribological behaviour of $\text{TiB}_2\text{-TiC-Al}_2\text{O}_3$ composite coating synthesized by combined SHS and laser technology. **Surface & coatings technology**. v. 204. p. 2527-2538, 2010.

MATAMOROS, E. P. **Modelo de desgaste oxidativo baseado em parâmetros termodinâmicos**. 2004. p. 185. Tese de doutorado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo: São Paulo, 2004.

MEDVEDOVSKI, E. Wear-resistant engineering ceramics. **Wear**. vol. 249. p. 1547-1553, 2001.

OLIVEIRA, A. M. Lubrificação e lubrificantes em motores de combustão interna. In: MEDEIROS, J. T. N. (ed). **Triblook: Um livro da Tribologia e Integridade Estrutural**. Vol. A. Natal, RN: EDUFRN, Editora da UFRN, 2015.

PASSOTI, R. M. R. **Obtenção e caracterização do compósito $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NbC}$ e o efeito de adição de Y_2O_3 na sua sinterização**. 1999. p. 119. Dissertação de mestrado. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo: São Paulo, 1999.

PIERSON, H. O. **Handbook of refractory carbides and nitrides: properties characteristics, processing and applications**. Westwood, NJ, USA: Noyes Publication, 1996.

PINTAÚDE, G. **Análise dos regimes moderados e severo de desgaste abrasivo utilizando ensaios instrumentados de dureza**. 2002. p. 200. Tese de doutorado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo: São Paulo, 2002.

RAMOS, D. T. L.; PALLONE, E. M. J. A.; PURQUERIO, B. M.; FORTULAN, C. A. Projeto de um banco de ensaio de desgaste do tipo “pin-on-disc”. **Cerâmica**. vol. 60. p. 443-449, 2014.

RUMBAO, A. H.; BRESIANI, J. C.; BRESSIANI, A. H. A. Sintering behavior of the Al_2O_3 -NbC composites with Y_2O_3 addition. **Key Engineering Materials**, v. 24, n. 12, p. 3317-3326, 2004.

SAYIT, E.; ASLANTAS, K., ÇIÇEK, A. Tool wear mechanism in interrupted cutting conditions. **Materials and manufacturing processes**. v. 24, p. 476-483, 2009.

SHEN, Z.; JOHNSON, M.; ZHAO, Z.; NYGREN, M. Spark plasma sintering of alumina. **Journal of the American Ceramic Society**. vol. 85, n. 8, p. 1921-1927, 2002.

STEMMER, C. E. **Ferramentas de corte I**. 6.ed. Florianópolis: Ed. da UFSC, 2005.

SU, Q.; ZHU, S.; DING, H.; BAI, Y.; DI, P. Effect of the additive VC on tribological properties of WC- Al_2O_3 composites. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**. v. 75. p. 111-117, 2018.

SU, Q.; ZHU, S.; DING, H.; BAI, Y.; DI, P. Comparison of the wear behaviours of advanced and conventional cemented tungsten carbides. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**. v. 79. p. 18-22, 2019.

TÄFFNER, U.; CARLE, B.; SCHÄFER, U.; HOFFMAN, M. J. Preparation and microstructural analysis of high-performance ceramics. In: VOORT, G. F. V. (ed). **ASM Handbook Volume 9: Metallography and microstructures**. Vol. 9. ASM International, 2004.

TAYA, M.; HAYASHI, S.; KOBAYASHI, A. S.; YOON, H. S. Toughening of particulate-reinforced ceramic-matrix composite by thermal residual stress. **Journal of the American Ceramic Society**. vol. 73. n. 5, p. 1382-1391, 1990.

TIAN, X.; ZHAO, J.; WANG, X.; YANG, H.; WANG, Z. Performance of $\text{Si}_3\text{N}_4/(\text{W}, \text{Ti})\text{C}$ graded ceramic tool in high-speed turning iron-based superalloys. **Ceramics International**. vol. 44, p. 15579-15587, 2018.

TONELLO, K. P. S. **Compósitos de alumina com adições de NbC, TaC e TiC, para aplicação de ferramentas de corte**. 2013. p. 109. Tese de doutorado. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN), Universidade de São Paulo: São Paulo, 2013.

TÖNSHOFF, H. K.; ARENDT, C.; AMOR, R. Cutting of Hardened steel. **CIRP Annals**. vol. 49. p. 547-566, 2000.

TOSCHI, F.; MELANDRI, C.; PINASCO, P.; RONCARI, E.; GUICCIARDI, S.; PORTU, G. Influence of residual stresses on the wear behaviour of Alumina/Alumina-Zirconia Laminated Composites. **Journal of the American Ceramic Society**. vol. 86. n. 9, p. 1547-1553, 2003.

UEHARA, J. L. H. S. **Estudo de materiais com gradiente funcional (MGF) a base de alumina (Al_2O_3) e carbetto de nióbio (NbC) obtidos por diferentes técnicas de sinterização.** 2015. p. 124. Dissertação de mestrado. Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo: São Carlos, 2015.

WAHL, R. P.; LLSCHNER, B. Fracture behaviour of composites based on Al_2O_3 -TiC. **Journal of Materials Science.** vol. 15, p. 875-885, 1980.

WANG, B.; LV, Z. Q.; ZHOU, Z. A.; SUN, S. H.; HUANG, X.; FU, W.T. Combined effect of rapid nitriding and plastic deformation on the surface strength, toughness and wear resistance of steel 38CrMoAlA. **IOP Conference Series Materials Science and Engineering**, v. 89, p. 1-7, 2015.

WANG, Y.; PAN, Z.; WANG, C.; SUN, X.; PENG, Z.; WANG, B. Cutting performance of WC-Co Alloys modified by nano-additives. **Journal of materials science & technology.** vol. 28. n. 3, p. 205-213, 2012.

WANG, S. W.; CHEN, L. D.; HIRAI, T. Densification of Al_2O_3 powder using spark plasma sintering. **Journal of Materials Research.** v.15, n. 4, p. 982-987, 2000.

WARREN, R. **Ceramic-Matrix Composites.** Chapman and Hall, Inc- N. York, 1992.

WOYDT, M.; MOHRBACHER, H. The use of niobium carbide (NbC) as cutting tools and for wear resistant tribosystems. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials.** v. 49. p. 212-218, 2015.

YIN, Z.; YUAN, J.; HUANG, C.; WANG, Z.; HUANG, L.; CHENG, Y. Friction and wear behaviors of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ micro-nano-composite ceramic sliding against metals and hard materials. **Ceramics international.** v. 42. p. 1982-1989, 2016.

YUST, C. S., BAYER, R. G. **Selection and use of wear tests for ceramics.** Filadélfia, PA:ASTM, 1988.

ZHAO, N.; XU, U.; HUANG, X.; ZHONG, L.; LU, J. Microstructure and wear properties of niobium carbide particulates gradient-distribution composite layer fabricated in situ. **Ceramics International.** vol. 42. p. 18507-18515, 2016.

ZUM GAHR, K. H. **Tribology Series: Microstructure and wear of materials.** vol. 10. 1. ed. New York: Elsevier Science Publishing Company Inc, 1987.