

EFEITO DA ADIÇÃO DE Cr NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NA RESISTÊNCIA À EROÇÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS DE FILMES FINOS DE NbCrN

Fábio Santos de Oliveira², Ronaldo Lima Resende¹, Luís Fernando Santos Sabino², Paula Larissa Lima Araújo², Antônio Rocha Neto¹, Eduardo Kirinus Tentardini²

¹ Departamento de Engenharia de Materiais/Universidade Federal de Sergipe, São Cristóvão-SE, Brasil

² Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (P2CEM), São Cristóvão – SE, Brasil (fabiogabrieloliveira211@gmail.com)

Resumo: Filmes finos de nitreto de cromo e nióbio (NbCrN) foram depositados por *Magnetron Sputtering Reativo* (RMS), com o objetivo de analisar a influência da adição de Cr (5, 15 e 30 at.%) na estrutura cristalina, dureza e resistência à erosão por SPE sob ângulos de impacto de 30° e 90°. Os resultados permitiram constatar que a fase cristalina predominante obtida para esses filmes foi a δ -NbN. Os ensaios de erosão demonstraram que os mecanismos de desgaste variam em função do ângulo de impacto, sendo influenciados não apenas pela dureza do revestimento, mas também por sua microestrutura e pelo teor de cromo

Palavras-chave: filmes finos; magnetron sputtering reativo; NbCrN; erosão; propriedades mecânicas.

INTRODUÇÃO

A erosão por partículas sólidas ou *Solid Particle Erosion* (SPE), é um fenômeno de desgaste causado pelo impacto sucessivo de partículas sólidas contra uma superfície resultando na remoção de material (Sigh, et al., 2022; Sharma et al., 2021; ASTM AG 76).

O processo erosivo depende de parâmetros como as características do material alvo e das partículas erodentes. Dentre as características do material alvo está a dureza, o módulo de elasticidade, composição química e adesão. Dentre às características das partículas incidentes, a forma, o tamanho e o ângulo de ataque exercem grande influência no tipo de mecanismo de desgaste (Jain et al., 2006; Bousser et al., 2014).

Uma possível alternativa para minimizar esse tipo de degradação seria através da adição de uma camada protetora na superfície dos materiais, comumente denominada na literatura como filme fino (Zeng et al., 2020). Atualmente, revestimentos protetores são amplamente utilizados em aplicações que envolvem ambientes agressivos. Revestimentos duros com boas propriedades mecânicas e adesão tornaram-se foco de interesse para aplicações tribológicas (Hamed et al., 2005).

Dentre estes revestimentos, o nitreto de nióbio (NbN) tem obtido destaque, pois além de suas propriedades supercondutoras, esses revestimentos apresentam boas propriedades mecânicas e tribológicas, o que torna um material interessante em aplicações que exijam bom desempenho mecânico (Farha et al., 2011). Entretanto, para aplicações envolvendo erosão por partículas sólidas, o NbN pode apresentar limitações quanto ao desempenho em serviço.

Essas limitações estão associadas, principalmente, às características microestruturais inerentes aos filmes finos depositados por magnetron sputtering *reativo* (RMS), pois apresentam microestrutura colunar e elevada concentração de defeitos, como poros e vazios intercolunares. Essas discontinuidades atuam como sítios preferenciais para a nucleação e propagação de trincas durante o impacto de partículas erosivas. Este fato pode comprometer a integridade mecânica do revestimento e consequentemente, sua resistência ao desgaste (Wu et al., 2016; Xi et al., 2017).

Uma estratégia promissora para superar esta limitação seria através da adição de um terceiro elemento químico na estrutura, a exemplo, do cromo que já tem sido utilizado com sucesso em outros sistemas (Chen et al., 2013; Tillmann et al., 2024) apresentando melhoria em suas propriedades mecânicas e resistência ao desgaste.

Assim, o objetivo deste trabalho é investigar a influência da adição de 5, 15 e 30 at.% de cromo na estrutura, dureza e resistência ao desgaste por partículas sólidas em filmes finos de NbCrN depositados por magnetron sputtering reativo (RMS). Para isso, os filmes foram caracterizados por Espectroscopia de Retroespalhamento de Rutherford (RBS), por difração de raios X com ângulo de incidência rasante (GIXRD), microscópio eletrônico de varredura (MEV), ensaios de dureza e testes de erosão por partículas sólidas.

MATERIAL E MÉTODOS

Os filmes finos de NbCrN utilizados no presente trabalho foram depositados por meio da técnica de *magnetron sputtering* reativo, com equipamento modelo *Orion 5-HV Sputtering System*. Para a obtenção dos filmes, utilizou-se alvos de Nb e Cr com 99,9% de pureza, sendo o Nb acionado pela fonte DC e o Cr pela fonte RF.

Como substratos, utilizou-se *wafers* de Si monocristalino, grafite e aço inox 304. Os diferentes tipos de substratos foram escolhidos em função das técnicas de caracterização utilizada. Todos os substratos foram submetidos a períodos de limpeza em água destilada e banho ultrassônico conforme segue a descrição: 15 min em água destilada com detergente, 5 min em água destilada (3x), e 15 min em acetona. Sendo que o substrato de aço inox 304 foi limpo em álcool isopropílico por 15 minutos. Antes do início das deposições, os substratos foram condicionados na câmara de vácuo à 400 °C durante 3h seguido de resfriamento por 3 h.

Para a deposição dos filmes, foram utilizados os seguintes parâmetros experimentais: pressão base de 3×10^{-5} Pa, pressão de trabalho de 4×10^{-1} Pa, tempo de deposição de 120 min e fluxo gasoso de Ar/N₂ = 14/7 sccm. Para a deposição dos filmes ternários NbCrN, a potência da fonte DC foi mantida constante em 100 W, enquanto a potência da fonte RF foi variada entre 20, 60 e 100 W, a fim de obter diferentes teores de cromo na composição dos filmes.

Todas as amostras foram caracterizadas por Espectroscopia de Retroespalhamento de Rutherford (RBS), por difração de raios X com ângulo de incidência rasante (GIXRD), microscopia eletrônica de varredura (MEV), ensaios de nanodureza e testes de erosão por partículas sólidas.

A composição química dos filmes foi determinada por Análise de espectroscopia de retroespalhamento de Rutherford (RBS) com a utilização de um feixe de He²⁺ com energia de 2,0 MeV, obtido a partir do acelerador de partículas TANDETRON de 3 MV, equipado com um detector a base de silício posicionado a um ângulo

de 165° em relação ao feixe incidente e com resolução de aproximadamente 12 keV nos ensaios.

A estrutura e as fases presentes foram identificadas e analisadas por meio da técnica de difração de raios x com incidência rasante (GIXRD), através do equipamento Shimadzu XRD-6000, utilizando como parâmetros: tensão e corrente de 30 kV e 30 mA, respectivamente; radiação Cu-K α ($\lambda = 0,154$ nm), ângulo de incidência de 1,4 a 1,65°, passo de 0,02°, velocidade de varredura de 1°/min e ângulo de varredura de 20 a 80°.

As análises morfológicas foram realizadas a partir de imagens de MEV extraídas da superfície com a utilização do microscópio de Varredura JEOL(JSM-5700).

As análises de nanodureza foram realizadas em um nanodurômetro Fischerscope H100V-HCU.

Por último, às amostras foram submetidas aos testes de SPE por um erosímetro fabricado no laboratório de Engenharia de Superfície da Universidade Federal de Sergipe, seguindo os procedimentos referenciados na norma ASTM GT 76. Após os testes, a cratera de erosão foi caracterizada por microscopia eletrônica de varredura.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Análise de RBS

As análises de RBS foram realizadas com o objetivo de estimar a composição de Cr e Nb no filme. Foram utilizados substratos de grafite a fim de evitar que o material do substrato prejudicasse os resultados como, por exemplo, a sobreposição de picos que dificultassem o resultado das análises.

A Figura 1 mostra o espectro de RBS referente às amostras depositadas a partir da aplicação das potências de 20, 60 e 100 W no alvo de cromo e 150 W no alvo de Nb.

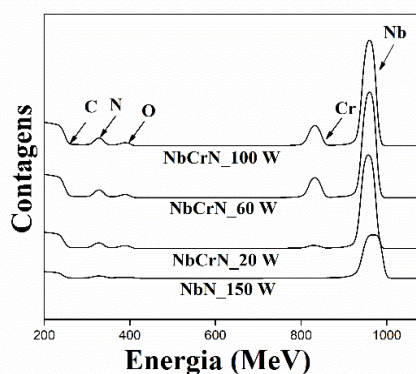


Figura 1. Espectro de RBS das amostras depositadas.

Os resultados mostram picos do carbono proveniente do substrato e picos de cromo, nitrogênio e nióbio provenientes do filme. Além destes, foram encontrados picos associados ao oxigênio.

A presença de oxigênio pode estar associada como um contaminante inerente à técnica de RMS proveniente de moléculas de O_2 e H_2O residuais na câmara de deposição e são considerados inevitáveis pela técnica de RMS (Njoroge *et al.*, 2014). Não obstante, este contaminante se encontra em baixa quantidade com teores inferiores a 5%. Assim, esta concentração não deve promover mudanças na estrutura e nas propriedades dos filmes (Neto *et al.*, Njoroge *et al.*, 2014., Soares *et al.*, 2019).

Portanto, para efeito deste trabalho serão considerados os resultados referentes aos elementos que formam o filme fino como Nb, Cr e N.

Em relação aos espectros observados, tem-se que, para a menor potência aplicada ao alvo de Cr, verifica-se uma leve ondulação, porém à medida que a potências aumenta para 60 e 100 W, é possível observar uma elevação na intensidade dos picos relacionados ao cromo.

Desta forma, as concentrações obtidas a partir dos espectros apresentados foram de 5, 15 e 30 at. % de cromo para os filmes depositados em 20, 60 e 100 W, respectivamente.

A partir disso, para fins didáticos, as amostras foram nomeadas de acordo com a sua composição como: NbCrN_5, NbCrN_15 e NbCrN_30.

GIXRD das amostras como depositadas (CD)

Também foram realizadas análises por GIXRD nas amostras depositadas sobre substrato de silício, com o objetivo de verificar as fases cristalinas presentes nos revestimentos depositados. Na Figura 2, são apresentados todos os resultados obtidos através da técnica de GIXRD.

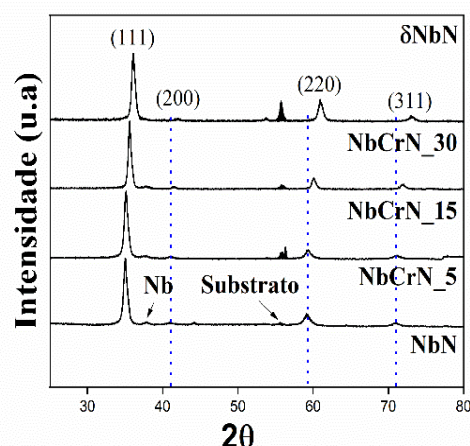


Figura 2. GIXRD das amostras CD.

A partir do gráfico, observa-se que a amostra de NbN apresentou estrutura cristalina cúbica de face centrada (PDF 01-071-0162), com picos de difração correspondentes aos planos (111), (200), (220) e (311) com orientação preferencial de crescimento no plano (111).

O pico localizado em $38,2^\circ$ está relacionado à fase de nióbio cúbico de corpo centrado (CCC) pertencente a camada intermediária de Nb depositado para todas as amostras depositadas com o objetivo de melhorar a adesão do filme ao substrato (JCPDS 35 - 789).

Analisando a amostra com 5 at. % de cromo. É possível inferir que não houve mudanças significativas quando comparada com a amostra de NbN.

A adição de cromo para valores maiores que 5 at. % promoveu um deslocamento de todos os picos de NbN para ângulos maiores, sugerindo a formação de uma solução sólida substitucional com uma possível redução do parâmetro de rede de $4,41 \text{ \AA}$ para o NbN puro, $4,40 \text{ \AA}$ (5 at.% Cr), $4,35 \text{ \AA}$ (15 at. % Cr) e $4,29 \text{ \AA}$ (30 at. % Cr).

Esse comportamento pode estar associado à substituição parcial dos átomos de Nb ($0,143 \text{ nm}$) por Cr, que apresenta menor raio atômico ($0,136 \text{ nm}$), promovendo a contração da célula e uma possível distorção na rede (Buranawong *et al.*, 2024).

Outra característica a ser observada é que todos os filmes finos crescem com forte orientação preferencial de crescimento no plano (111). Este plano costuma ser associado a presença de defeitos induzidos, como poros e trincas o que pode influenciar diretamente na dureza e na resistência a SPE.

Por fim, com o intuito de observar o comportamento do cromo na microestrutura foi calculado o tamanho do cristalito através da equação de Scherrer para as

três amostras de NbCrN. Foi observado que houve uma evolução do tamanho do cristalito de 16,7 nm para a amostra com 5 % at de cromo, 22 nm para a amostra com 15% de cromo e 22, 5 nm para a amostra com 30% de cromo.

Esse comportamento sugere que a incorporação de cromo favoreceu o crescimento cristalito durante a deposição, possivelmente em razão da maior mobilidade superficial dos átomos adsorvidos e da redução da densidade de núcleos de crescimento. Como consequência, houve o desenvolvimento de cristalitos maiores à medida que o teor de cromo aumentou, associado a substituição parcial de átomos de nióbio por cromo pode ter contribuído para o alívio das tensões residuais na estrutura cristalina, favorecendo o crescimento dos cristalitos

Análise das propriedades mecânicas

Os filmes finos foram submetidos também a ensaios de nanoindentação instrumentada, este tipo de ensaio permite determinar os valores de nanodureza (H) e módulo de elasticidade (E). Além disso, é possível estimar ainda a resistência a deformação plástica, a partir da relação entre os valores de H e E (Mishra et al., 2007).

A Figura 3 apresenta os resultados de nanodureza para o NbN e amostras com 5, 15 e 30 at.% de cromo.

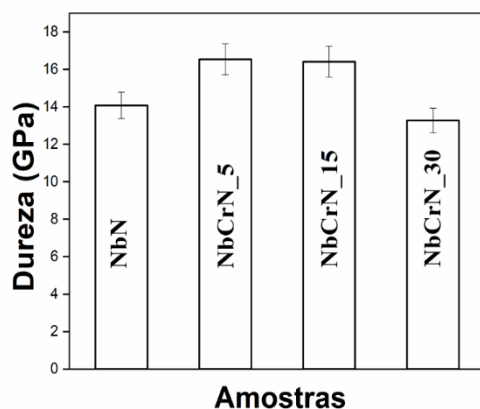


Figura 3. Resultados de nanodureza das amostras com 5, 15 e 30 at.% de cromo.

O valor medido para o filme de NbN foi de 14,0 GPa valor que está de acordo com os encontrados por e colaboradores (Han et al., 2004). Já para as amostras ternárias foram encontrados os seguintes valores: 16,7 GPa para o NbCrN_5, 16,6 GPa para o NbCrN_15 e 13, 1 GPa para amostra de NbCrN_30.

Através do gráfico é possível observar que houve uma melhoria na dureza para as amostras contendo 5 e 15

at.% de cromo com uma redução do valor da dureza à medida que o teor de cromo atinge 30 at.%.

A evolução da dureza dos filmes NbCrN nas amostras 5 e 15 at. %, pode estar diretamente relacionada às alterações estruturais observadas por GIXRD. A incorporação de Cr promoveu a contração da rede cristalina da fase δ -NbN, evidenciada pela redução do parâmetro de rede de 4,4 para 4,3 Å e pelo deslocamento das reflexões para maiores valores. Essa distorção da rede resultou no endurecimento por solução sólida da estrutura, fenômeno semelhante também já foi observado em outro Sistema de TiCrN por (Chem et al., 2013)). Entretanto, a elevada concentração de Cr (30 at. %) pode ter favorecido o aumento da desordem estrutural e o aumento da densidade de defeitos no filme, reduzindo a resistência mecânica do revestimento.

Com o intuito de melhor investigar o comportamento dos filmes em relação ao desgaste, foi calculado o módulo de elasticidade dos filmes estudados.

Os valores de E , H/E e H^3/E^2 estão ilustrados na Tabela 1.

Amostra	E (GPa)	H/E	$H^3/E^2 \times 10^{-1}$
NbN	215	0,0646	0,058
NbCrN_5	229	0,0731	0,0896
NbCrN_15	223	0,0744	0,0920
NbCrN_30	213	0,0617	0,0500

É possível observar que o módulo de elasticidade segue um comportamento semelhante aos resultados de dureza.

Este fato indica que as alterações microestruturais promovidas pela adição de cromo influenciaram simultaneamente a rigidez e a resistência à deformação plástica dos revestimentos. O aumento do módulo de elasticidade até a composição contendo 5 at. % Cr sugere uma estrutura mais compacta e com maior resistência à deformação elástica, enquanto a redução observada para teores mais elevados de cromo pode estar associada ao crescimento dos cristalitos, à possível introdução de defeitos cristalinos decorrentes do excesso de cromo.

O resultado da razão H^3/E^2 pode ser considerada um bom indicador da resistência ao desgaste do revestimento. A razão H^3/E^2 , que estima a resistência às deformações plásticas em situações de impacto. Quanto mais alto é o esse valor, maior é a resistência de um dado filme (Arias et al., 2015). Observando os dados e com base neste critério os filmes que tendem

a apresentar melhor desempenho quanto ao desgaste por erosão são os filmes de 5 e 15% de cromo.

Análise dos ensaios de erosão por partículas

Os ensaios de erosão por partículas sólidas foram realizados em um erosímetro desenvolvido pelo grupo de pesquisa em filmes finos da Universidade Federal de Sergipe (UFS), seguindo as diretrizes estabelecidas pela norma ASTM GT 26 (1995). Os ensaios foram analisados em ângulos de impacto de 30 e 90° graus com o objetivo de verificar o comportamento dos mecanismos de desgaste atuante. O erosímetro utilizado para os ensaios de SPE, está ilustrado na Figura 4.

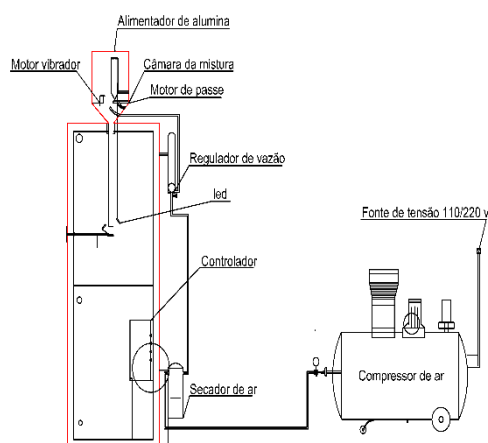


Figura 4. Erosímetro para teste de desgaste.

Os principais parâmetros utilizados nos ensaios de SPE estão descritos na Tabela 2.

Tabela 2: Parâmetros de análise de SPE

Condições de teste por erosão de jato de ar	
Material erodente e tamanho	Al ₂ O ₃ - 50 µm
Ângulo de impacto	30 e 90°
Velocidade das partículas	30 m/s
Taxa de erosão	3 g/s
Tempo de teste	90 s
Número de ciclo	5
Diâmetro do bico	3.2 mm
Temperatura de teste	ambiente

Antes das análises foi necessário caracterizar o material erosivo empregado. Para tal, realizou-se a análise morfológica das partículas de alumina por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Na Figura 5, encontram-se microscopias eletrônicas de varredura de amostras de alumina virgem.

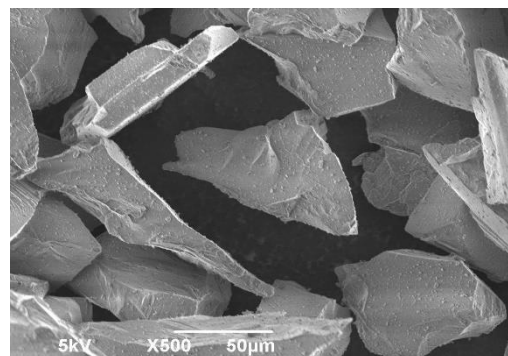


Figura 5. Micrografia eletrônica da alumina virgem.

Através da figura é possível observar que as partículas apresentam formato angular conforme especifica a norma ASTM G76.

Resultados e discussão

As Figuras 6 e 7 ilustram o desempenho dos revestimentos submetidos às análises de erosão por partículas sólidas em ângulo de impacto de 30 e 90°.

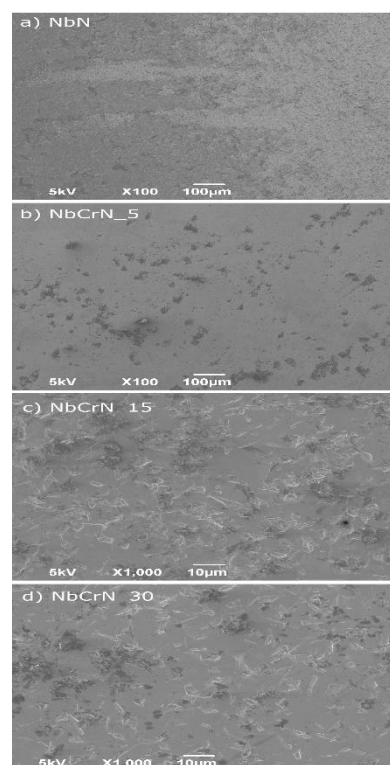


Figura 6. MEV da área erodida em ângulo de impacto de 30°

As micrografias obtidas por MEV das superfícies após o ensaio de erosão por partículas sólidas, realizado com ângulo de impacto de 30°, evidenciam diferenças significativas no comportamento erosivo dos revestimentos.

O revestimento NbCrN_5 apresentou a menor intensidade de degradação superficial, caracterizada por uma superfície relativamente homogênea, com reduzida ocorrência de remoção localizada de material e baixa densidade de defeitos associados aos impactos das partículas erosivas. Essa morfologia indica maior capacidade de resistir aos mecanismos de microcorte e microsulcamento, predominantes em condições de impacto oblíquo (Ma et al., 2021).

Em contraste, os revestimentos NbN e NbCrN_30 apresentaram níveis de desgaste semelhantes, exibindo superfícies significativamente mais degradadas, com maior remoção de material, aumento da rugosidade superficial e elevada concentração de regiões afetadas pelos impactos sucessivos das partículas abrasivas. Essas características indicam menor resistência aos mecanismos de erosão controlados por cisalhamento, favorecendo a remoção progressiva de material durante o ensaio. O revestimento NbCrN_15 apresentou comportamento intermediário entre o NbCrN_5 e os revestimentos NbN e NbCrN_30. Embora tenha preservado a continuidade do revestimento, observou-se maior quantidade de regiões deformadas e de produtos de desgaste aderidos à superfície em comparação ao NbCrN_5, indicando menor resistência ao desgaste erosivo.

Os resultados de nanoindentação mostram que os revestimentos NbCrN_5 e NbCrN_15 apresentam valores elevados dos índices H^3/E^2 , indicando elevada capacidade de acomodação de deformações elásticas e maior resistência à deformação plástica. Entretanto, a análise das superfícies erodidas demonstra que o desempenho frente à erosão por partículas sólidas não é governado exclusivamente por esses parâmetros mecânicos. Enquanto o revestimento NbCrN_5 apresentou a menor degradação superficial, o NbCrN_15 exibiu desgaste intermediário, ao passo que NbN e NbCrN_30 apresentaram os maiores níveis de deterioração.

Esse comportamento evidencia que, para impactos oblíquos de 30°, nos quais predominam os mecanismos de microcorte e microsulcamento, a resistência à erosão é fortemente influenciada por características microestruturais, como o tamanho de cristalito, a densidade de defeitos cristalinos, a coesão entre as colunas e a capacidade do revestimento de dissipar a energia dos impactos sem promover a remoção progressiva de material.

Embora os revestimentos NbCrN_5 e NbCrN_15 apresentem diferenças relativamente pequenas nos valores de H^3/E^2 (aproximadamente 2% e 3%, respectivamente), essas variações parecem

insuficientes para justificar, por si só, a diferença observada no comportamento erosivo. Nesse contexto, o maior tamanho do cristalito do revestimento NbCrN_15 (22 nm), em comparação ao NbCrN_5 (16,7 nm), pode ter contribuído para facilitar a movimentação de discordâncias e a concentração de deformações plásticas, favorecendo a nucleação e propagação de danos induzidos pelos impactos das partículas erosivas. Consequentemente, a superior resistência apresentada pelo NbCrN_5 pode ser atribuída principalmente ao refinamento microestrutural promovido pela adição de 5 at.% de Cr, bem como à menor densidade de defeitos estruturais.

Por outro lado, o revestimento NbCrN_30, por sua vez, apresentou os menores valores de H^3/E^2 , indicando menor capacidade de recuperação elástica e maior suscetibilidade à deformação plástica permanente. Associado ao maior tamanho de cristalito (22,5nm), esse comportamento favorece a concentração de tensões e a propagação do dano durante os impactos erosivos.

A Figura 7 ilustra o comportamento à erosão dos filmes finos de NbN, NbCrN_5, NbCrN_15 e NbCrN_30 erodidas a 90°.

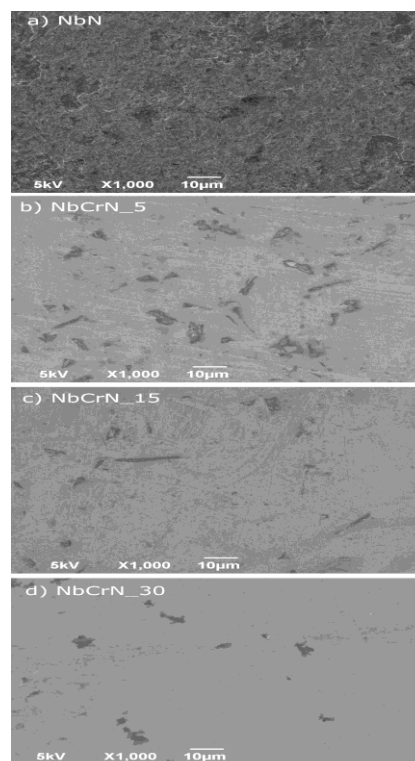


Figura 7. MEV das amostras erodidas a 90°



As micrografias obtidas após o ensaio de erosão por partículas sólidas realizado com ângulo de impacto de 90° evidenciam uma mudança significativa no mecanismo de desgaste em comparação aos ensaios conduzidos a 30°. Nessa condição, a componente tangencial da velocidade das partículas é praticamente eliminada, reduzindo a contribuição dos mecanismos de microcorte e microsulcamento, predominando processos associados à deformação compressiva localizada, nucleação de trincas e fadiga superficial.

O revestimento NbN apresentou a superfície mais degradada entre as amostras avaliadas, caracterizada por elevada densidade de regiões danificadas e maior evidência de remoção de material, indicando menor capacidade de suportar os impactos perpendiculares das partículas erosivas.

Sob impacto normal (90°), o mecanismo de desgaste passa a ser governado predominantemente pela absorção da energia de impacto na direção normal à superfície, tornando a influência do refinamento microestrutural menos pronunciada. Dessa forma, apesar de o NbCrN_15 e o NbCrN_30 apresentarem cristallitos maiores (22 e 22,5 nm, respectivamente) e valores inferiores de H^3/E^2 , essas diferenças não foram suficientes para provocar alterações significativas na resistência à erosão sob impacto normal. Isso indica que, nessa condição, a presença de Cr é mais determinante para o aumento da resistência à erosão do que pequenas variações em suas concentrações entre 5 e 30 at.%.

A comparação entre os dois ângulos de impacto demonstra, portanto, que a influência da composição química e do refinamento microestrutural depende diretamente do mecanismo de desgaste predominante. Enquanto a 30° o comportamento erosivo é altamente sensível às diferenças de microestrutura e às propriedades mecânicas dos revestimentos, favorecendo o desempenho do NbCrN_5, a 90° essas diferenças tornam-se menos relevantes, resultando em desempenho semelhante para todos os revestimentos contendo Cr. Esse comportamento evidencia que a adição de Cr melhora significativamente a resistência à erosão em impacto normal, independentemente da concentração empregada, ao passo que, em impactos oblíquos, existe uma concentração ótima (5 at.%) capaz de maximizar a resistência ao desgaste.

CONCLUSÃO

Os Difratogramas apresentados nas análises de GIXRD das amostras CD permitiram observar que as amostras de NbN e NbCrN apresentaram a estrutura cúbica de face centrada de NbN. Além disso foi evidenciado uma diminuição do parâmetro de rede

com uma possível formação de uma solução sólida substitucional na rede NbN em que os átomos de cromo substituem os átomos de nióbio distorcendo a rede.

Os resultados de nanodureza mostraram que até 15 at.% de cromo houve um aumento na dureza dos filmes, resultado da formação de uma solução sólida substitucional seguido de uma diminuição deste valor para um teor de cromo com 30 at.% devido muito provavelmente a elevação do número de defeitos na estrutura fazendo com que esta propriedade seja afetada muito possivelmente pelo acúmulo destes defeitos na estrutura.

Os resultados dos ensaios de erosão demonstram, que a influência da composição química e do refinamento microestrutural influencia diretamente nos mecanismos de desgaste. Enquanto a 30° o comportamento erosivo é altamente sensível às diferenças de microestrutura semelhante para todos os revestimentos contendo Cr. Esse comportamento evidencia a presença do cromo influencia diretamente nos resultados de erosão independente do teor.

AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de agradecer ao DCEM pelas deposições e análises de MEV dos filmes pesquisados e ao Laboratório de Implantação Iônica do instituto de Física pertencente à Universidade Federal do Rio Grande do Sul pelas análises de RBS.

REFERÊNCIAS

ARIAS, D. F., GÓMEZ, A., VÉLEZ, J. M., et al. **A mechanical and tribological study of Cr/CrN multilayer coatings**. Materials Chemistry and P American Society For Testing and Materials.

ASTM-GT76-95: Standard Test Method for Consucting Erosion Test By Solid Particle Impingement Using Gas Jets". West Conshohocken, United States of American, 1999 hysics, v. 160, p. 131–140, 15 jun. 2015.

BOUSSER, I; Martinu, J.E.; sapieha, K. Solid particle erosion mechanisms of protective coatings for aerospace applications, v. 257,p. 165-185,2014.

CHEN, S; Luo,D; Zhao,G. **Investigation of the properties of TixCr1-xN coatings prepared by cathodic arc deposition**. Physsics procedia. V. 50, pp 163-168, 2013.

EICHER, D., Schlieter, A., Leyens, C.Shang, L. Shayestehaminzadeh,I, Schneider, J. M. **Solid particle erosion behavior of nanolaminated Cr2AlC films**. Wear, v.402 403, pp.187 195, 2018.



FARHA, A. H., Er, O. A., Ufuktepe, Y., *et al.* **Influence of nitrogen background pressure on structure of niobium nitride films grown by pulsed laser deposition.** Surface and Coatings Technology, Vol. 206. pp. 1168–1174, 2011.

JIN, G., Cui, X., Hao, J., Liu, E., Wei, S., Shao, T. **Structure and corrosion resistance in physiological solution of Hf Si N films deposited by IBAD.** Surface and Coatings Technology. v. 228. pp. 449–451, 2013.

MA, A.; Liu, D.; Zhang, X.; Liu, D.; He, G.; Yin, X. **Solid particle erosion behavior and failure mechanism of TiZrN coatings for Ti-6Al-4V alloy.** Surface and coatings Technology. V. 426, p. 127–135, 2021.

Mishra, S. K.; Shekhar, C.; Rupa, P. K. P.; Pathak, L. C. **Effect of pressure and substrate temperature on the deposition of nano-structured silicon–carbon–nitride superhard coatings by magnetron sputtering.** Thin Solid Films, v. 515, n. 11, p. 4738–4744, abr. 2007.

NETO, P. C. et al. **Investigation of microstructure and properties of magnetron sputtered Zr-Si-N thin films with different Si content.** Surface and Coatings Technology, v. 353, p. 355–363, 2018.

NJOROGE, E. G.; Theron, C. C.; Malherbe, J. B.; Ndwandwe, O. M. **Kinetics of solid-state reactions between zirconium thin film and silicon carbide at elevated temperatures.** Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms, v. 332, February, p. 138–142, ago. 2014.

SHARMA, V.P ; Walia, A; Kumar ,M; Shukla, V.N. **Solid particle erosion of aluminium nitride thin film deposited by radio frequency magnetron sputtering technique on AA6061.** Materials Today: Proceedings. Materials Today: 2021.

SOARES, V. F. D.; Fernandez, D. A. R.; Junior, A. S. F.; Carvalho, R. G.; Machado, R.; Mendes, F. M. T.; Tentardini, E. K. **Structure and high temperature oxidation of Zr(1-x)Mo(x)N thin films deposited by reactive magnetron sputtering.** Applied Surface Science, v. 485, n. 10, p. 490–495, ago. 2019.

TILLMAN, W.; Ontrup, F.; Ontrup, A.; Schneider, E.; Michael Paulus, B.; Sternemann, S.; Lopes, N.F. **Comparative investigation of the structure and mechanical properties of AlCrN and AlCrVYN thin films deposited by dcMS, HiPIMS, and hybrid dcMS/HiPIMS.** Hybrid Advances. V. 5, PP, 100–120, 2024.

WU, Z.T, Qi, Z.B; Zhang, D.F; Wei, B.B; Wang, C. **Evaluating the influence of adding Nb on microstructure, hardness and oxidation resistance of CrN coating.** Surface and Coatings Technology. V. 289, PP 45–51, 2016.

ZENG, C.; Pu, J.; Wang, H.; Zheng, S.; Chen, R. **Influence of microstructure on tribological properties and corrosion resistance of MoS₂/WS₂ films.** Ceramics International, n. November 2019, fev. 2020.