



Az oxigénadalékolás hatása CrN bevonatok keménységére és karcvizsgálati viselkedésére

¹Szell Attila, ²Nagy Erzsébet, ³Horváth Richárd, ³Marosné Berkes Mária

¹Óbudai Egyetem, Bánki Donát Gépész- és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar, Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola, szell.attila@phd.uni-obuda.hu

²Miskolci Egyetem, Anyag- és Vegyészmérnöki Kar Dékáni Hivatal, Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet, erzsebet.nagy@uni-miskolc.hu

³Óbudai Egyetem, Bánki Donát Gépész- és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar, Kari Kutatásszervező Központ, horvath.richard@uni-obuda.hu, maros.maria@uni-obuda.hu

Összefoglalás

Mikrohullámmal segített magnetronos porlasztással készült CrN-alapú bevonatokat szabályozott oxigénbeépítéssel módosítottuk, ami egy CrN alaprétegből, egy gradiens közbenső rétegből és egy oxigéntartalmú fedőrétegből álló többrétegű rendszert eredményezett. Megvizsgáltuk az oxigéntartalom hatását az összetételre, a szerkezetre, a mechanikai tulajdonságokra és a karcolással szembeni viselkedésre. A kémiai összetétel eltért a névleges gázarányoktól, ami nemlineáris beépülésre utal, míg a röntgendiffrakció nitrogénhiányos Cr–N fázisokat és a magasabb oxigéntartalommal növekvő szerkezeti rendezetlenséget jelzett. Ezek a változások tükröződtek a mechanikai viselkedésben is: a keménység nem monoton módon változott, maximuma a közepes oxigénszinteknél jelentkezett, míg a rugalmassági modulus magasabb oxigéntartalom mellett csökkent. A karcvizsgálat a kritikus terhelés bimodális alakulását mutatta. Bár az oxigén hozzáadása kezdetben csökkentette a tapadási szilárdsággal arányos kritikus terhelést, a nagyobb oxigéntartalom javította a karcállóságot és elősegítette a károsodás stabilabb, egyenletesebb változását. Az eredmények azt mutatták, hogy a karcolási teljesítményt nem csupán a keménység, hanem az oxigéndópolás hatására módosult mikroszerkezet is jelentősen befolyásolja.

Kulcsszavak: többrétegű bevonatok, oxigén-dópolás, magnetronos porlasztás, karcvizsgálat, karcárosodási térkép

1 Bevezetés

A fizikai gőzfázisú leválasztással (PVD) előállított CrN bevonatok az elmúlt évtizedekben a legfontosabb ipari keménybevonatok közé kerültek. A bevonatok kedvező kombinációban biztosítanak nagy keménységet, jó kopásállóságot, oxidációállóságot és megfelelő korrózióvédelmet [1]–[3]. Emiatt széles körben alkalmazzák szerszámpipari, fröccsöntési és tribológiai rendszerekben [4]–[7].

A korszerű felületmérnöki fejlesztések egyik legfontosabb iránya a többrétegű, funkcionálisan gradált bevonatrendszerek kialakítása [8]–[12]. Az ilyen architektúrák előnye, hogy a különböző rétegek eltérő funkciókat tölthetnek be: az alapréteg javíthatja az adhéziót, az átmeneti réteg csökkentheti a mechanikai inkompatibilitást, a funkcionális fedőréteg biztosíthatja a kívánt tribológiai tulajdonságokat. A többrétegű rendszerek emellett képesek mérsékelni a maradó feszültségeket, javítani az adhéziót, valamint gátolni a repedésterjedést [13]–[15]. Az oxigénnel

módosított CrN-rendszerek különösen érdekesek, mivel az oxigén egyszerre képes kedvező és kedvezőtlen hatásokat kiváltani. Kisebb mennyiségben elősegítheti a szemcsefinomodást és a nanokompozit szerkezet kialakulását [1][16][17], ami keménységnövekedést eredményezhet. Nagyobb oxigéntartalom esetén ugyanakkor nő az amorf vagy oxidjellegű fázisok aránya, ami csökkentheti a teherbíró képességet és a rugalmassági modulus értékét [18]–[21].

A Cr–N–O rendszerek mechanikai viselkedését ezért nem csupán a kémiai összetétel, hanem a kialakuló mikroszerkezet és fázisállapot is alapvetően meghatározza [16]–[20]. A mikrohullámú plazmával támogatott magnetronos porlasztás emellett jelentősen módosíthatja a plazmaenergiát, a réteg tömörségét és hibaszerkezetét is [3][22]–[24]. A szakirodalomban számos munka foglalkozik a Cr–N–O rendszerek keménységével és szerkezetével, azonban lényegesen kevesebb kutatás elemzi részletesen a karcvizsgálati károsodási folyamatokat és azok fejlődését. A progresszív terhelésű karcvizsgálat különösen alkalmas a bevonatok törésmechanikai viselkedésének elemzésére [25]–[31], mivel lehetővé teszi a szubkritikus károsodások azonosítását, a repedésindulás terhelésszintjének meghatározását, a leválási mechanizmusok vizsgálatát, valamint a végső tönkremenetel folyamatának értelmezését.

A jelen vizsgálat célja annak feltárása volt, hogy az oxigénadalékolás hogyan módosítja a CrN bevonatok mikroszerkezetét, keménységét és rugalmassági modulusát, valamint a karcvizsgálati károsodási mechanizmusokat.

A bevonatok jellemzésére EDS, XRD, műszeres indentációs vizsgálatok, valamint szabványosított karcvizsgálatok szolgáltak [33]–[41].

2 Kísérleti munka

2.1 Alapanyag és hőkezelés

Az alapanyag Böhler W302 megalakító szerszámacél volt [42], amelyet nagy tisztaság és finom karbideloszlás jellemeztek. Az acél megfelelő hőkezelés után stabil szerkezetet biztosít a PVD-bevonatok számára. A mintákat előzetesen csiszolták és polírozták, majd vákuumos hőkezelést és háromszoros megeresztést alkalmaztak. A végső keménység 498–505 HV60 tartományba esett.

2.2 Bevonatleválasztás

A bevonatok előállítása ipari méretű magnetronos porlasztó berendezésben történt. A rendszer két krómtargetet és egy független mikrohullámú plazmaforrást tartalmazott. Az oxigéntartalom változtatása az N₂ és O₂ gázáram arányának módosításával valósult meg. Öt különböző bevonatrendszer készült, amelyek jelölését és az alkalmazott gázarányt az 1. táblázat mutatja.

1. táblázat: A Cr–N–O bevonatok lerakódásához használt gázáramlási paraméterek

Minta neve	Minta azonosítója	N ₂ , sccm	O ₂ , sccm	N ₂ : O ₂ gas arány
CrN	02	40	0	100% N ₂
Cr25	04	30	10	75% N ₂ : 25% O ₂
Cr50	06	20	20	50% N ₂ : 50% O ₂
Cr75	08	10	30	25% N ₂ : 75% O ₂
Cr100	10	0	40	100% O ₂

2.3 Vizsgálati módszerek

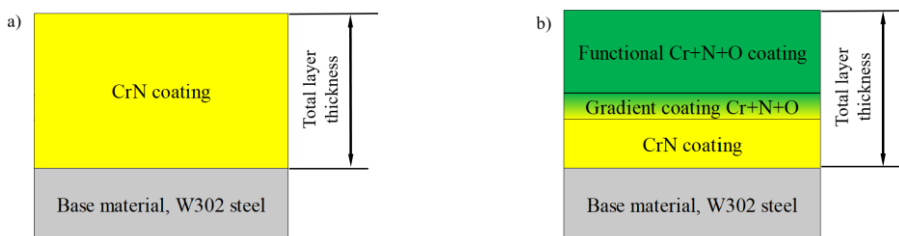
A bevonatok jellemzésére Calotest rétegvastagságmérést, EDS elemanalízist, XRD

fázisanalízist, műszeres keménységmérést, és progresszív terhelésű karcvizsgálatot végeztünk. A karcvizsgálat során a normálerő 2 N-ről 100 N-ra növekedett. A karcnyomok kiértékelése Olympus DSX1000 digitális mikroszkóppal történt.

3 Vizsgálati eredmények és azok értékelése

3.1 Rétegvastagság és bevonatarchitektúra

Az oxigénadalékolás következtében jól elkülöníthető szendvicsszerkezet alakult ki (1. ábra). A CrN alapréteg és az átmeneti réteg vastagsága közel állandó maradt, míg az oxigéndús funkcionális fedőréteg vastagsága fokozatosan növekedett. A teljes bevonatvastagság 2,8–3,5 μm között változott, ami megfelel az iparban általánosan alkalmazott tartománynak.



1. ábra: A vizsgált CrN-monorétegű bevonat szerkezete (a); az oxigénnel dőpolás eredményeként kialakult szendvicsszerkezetű, többrétegű bevonatok (b)

Az oxigéntartalom növekedésével tapasztalt vastagságnövekedés valószínűleg a leválasztási kinetika és a bevonat tömörségének változásával függ össze [3][16][42]. Az oxidjellegű vagy részben amorf fázisok kisebb sűrűsége szintén hozzájárulhatott ehhez a jelenséghez.

3.2 Kémiai összetétel

Az EDS mérések szerint a tényleges bevonatösszetétel jelentősen eltért az elméleti gázarányoktól. Az oxigén beépülése nemlineáris jellegű volt. Az oxigéntartalom növekedésével a nitrogéntartalom fokozatosan csökkent, az oxigéntartalom nőtt, a krómtartalom pedig enyhén emelkedett (2. táblázat).

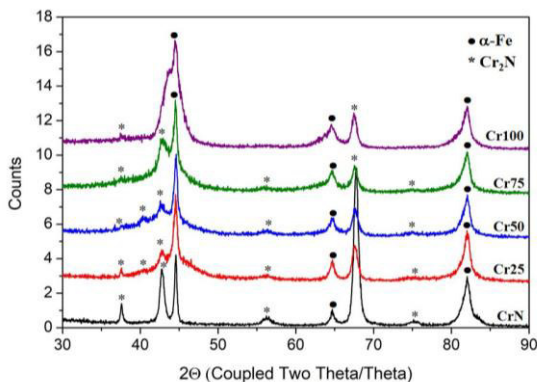
2. táblázat: A bevonatok elméleti és mért gázösszetétele

Minta azonosító	A bevezetett gázok elméleti mennyisége (sccm)			A gázalkotók mért mennyisége (at%)		
	N ₂ : O ₂ arány	N ₂	O ₂	N	O	Cr
CrN	100% N ₂	40	0	32,30 ± 0,29	7,23 ± 0,35	60,28 ± 0,35
Cr25	75% N ₂ : 25% O ₂	30	10	29,43 ± 0,10	9,60 ± 0,36	60,80 ± 0,34
Cr50	50% N ₂ : 50% O ₂	20	20	20,23 ± 0,26	18,10 ± 0,24	61,33 ± 0,22
Cr75	25% N ₂ : 75% O ₂	10	30	12,03 ± 0,15	24,38 ± 0,81	63,13 ± 1,00
Cr100	100% O ₂	0	40	4,53 ± 0,31	28,30 ± 0,56	66,65 ± 0,58

Ez arra utal, hogy a reaktív porlasztás során komplex plazmakémiai folyamatok játszódnak le, amelyek jelentősen befolyásolják a bevonatképződést.

3.3 Fázisszerkezet és mikroszerkezet

Az XRD-vizsgálatok alapján a bevonatok főként Cr_2N típusú fázisokat tartalmaztak (2. ábra).



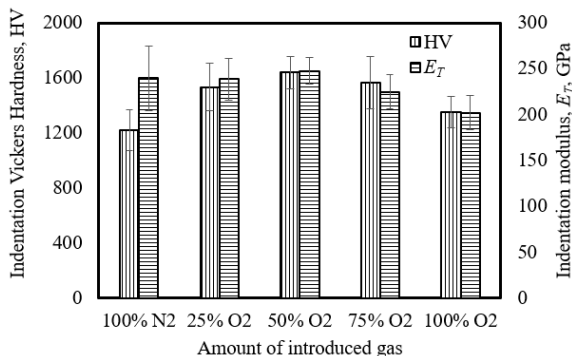
2. ábra: Az öt különböző oxigéntartalmú bevonat diffraktogramjai, alulról felfelé: $\text{CrN}(02)$; $\text{Cr25}(04)$; $\text{Cr50}(06)$; $\text{Cr75}(08)$; $\text{Cr100}(10)$

Az oxigéntartalom növekedésével a diffrakciós csúcsok kiszélesedtek, ami szemcsefinomodásra, kristályrács-torzulásra, valamint részleges amorfizációra utal. A monolit CrN bevonat erősen orientált volt. Az oxigénadalékolt rendszerekben ez az orientáció fokozatosan megszűnt, és egyre rendezetlenebb szerkezet alakult ki. Az eredmények összhangban állnak a szakirodalomban közölt Cr-N-O rendszerekkel kapcsolatos megfigyelésekkel [16]–[20]. Az oxigénadalékolt rendszerekben ez az orientáció fokozatosan megszűnt, és egyre rendezetlenebb szerkezet alakult ki. A vizsgálatok szerint két mechanizmus együttes jelenléte valószínűsíthető, nevezetesen a nanokristályos szerkezet kialakulása és a részleges amorfizáció. Hangsúlyozni kell, hogy a két mechanizmus pontos elkülönítéséhez további TEM-vizsgálatok szükségesek.

4 Mechanikai tulajdonságok

4.1 Keménység és rugalmassági modulus

A műszeres keménységmérés eredményei szerint (3. ábra) az oxigénadalékolás nem monoton módon módosította a mechanikai tulajdonságokat.



3. ábra: Különböző $\text{N}_2:\text{O}_2$ arányú gázkeverékekkel előállított bevonatok keménysége és rugalmassági modulusa

A referencia CrN bevonat keménysége körülbelül 1220 HV volt. Az oxigéntartalom növelésével a keménység először jelentősen nőtt, majd nagyobb oxigéntartalom mellett csökkenni kezdett. A maximális keménységet a Cr50 minta mutatta, körülbelül 1640 HV értékkel.

A rugalmassági modulus kezdetben közel állandó maradt, majd nagyobb oxigéntartalom esetén csökkenni kezdett. Ez a viselkedés jól magyarázható a mikroszerkezeti változásokkal, és összhangban van a Cr–O–N rendszerekre korábban közölt eredményekkel [16],[17],[44], azaz közepes oxigéntartalom esetén szemcsefinomodás és nanokompozit jelleg eredményeképpen keménységnövekedés várható, míg magas oxigéntartalom esetén az amorfizáció, illetve az oxidfázisok növekedése moduluscsökkenést okozhat.

4.2 H–E alapú paraméterek

A H/E és H^3/E^2 típusú mechanikai paraméterek az oxigénadagolás hatására jelentősen növekedtek (3. táblázat). Ezeket a paramétereket a szakirodalom gyakran a repedésindulással és a képlékeny deformációval szembeni ellenállás jellemzésére használja.

3. táblázat: A Vickers-keménység, a műszerezett keménységméréssel meghatározott HV(IT) és E(IT) értékek, valamint a számított E-H-alapú paraméterek.

Minta azonosító	A bevezetett gáz mennyisége	Vickers keménység HV			Műszerezett keménység, H(IT), [GPa]			Műszerezett modulus, E (IT), [GPa]			E-H alapú paraméterek				
		Átlag	Szórás	Var. eh., %	Átlag	Szórás	Var. eh., %	Átlag	Szórás	Var. eh., %	E/H, [-]	H/E, [-]	H ² /E, [GPa]	H ³ /E ² , [GPa]	H/E ^{2/3} , [GPa ^{1/3}]
CrN	100% N ₂	1222	147,6	12,07	12,9	1,615	12,07	239,8	35,1	14,6	18,6	0,054	0,69	0,037	0,334
Cr25	25% O ₂	1533	173,1	11,29	16,2	1,831	11,29	238,7	22,8	9,6	14,7	0,068	1,10	0,075	0,421
Cr50	50% O ₂	1640	117,2	7,15	17,4	1,240	7,15	247,8	14,2	5,7	14,2	0,070	1,22	0,086	0,441
Cr75	75% O ₂	1567	191,5	12,22	16,6	2,026	12,22	225,1	18,5	8,2	13,6	0,074	1,22	0,090	0,449
Cr100	100% O ₂	1353	112,4	8,3	14,3	1,189	8,3	202,3	18,4	9,1	14,1	0,071	1,01	0,071	0,415

Az eredmények arra utalnak, hogy az oxigénadalékolás bizonyos tartományban javítja a bevonatok károsodástűrését.

5 A bevonatok karcvizsgálat során tanúsított viselkedése

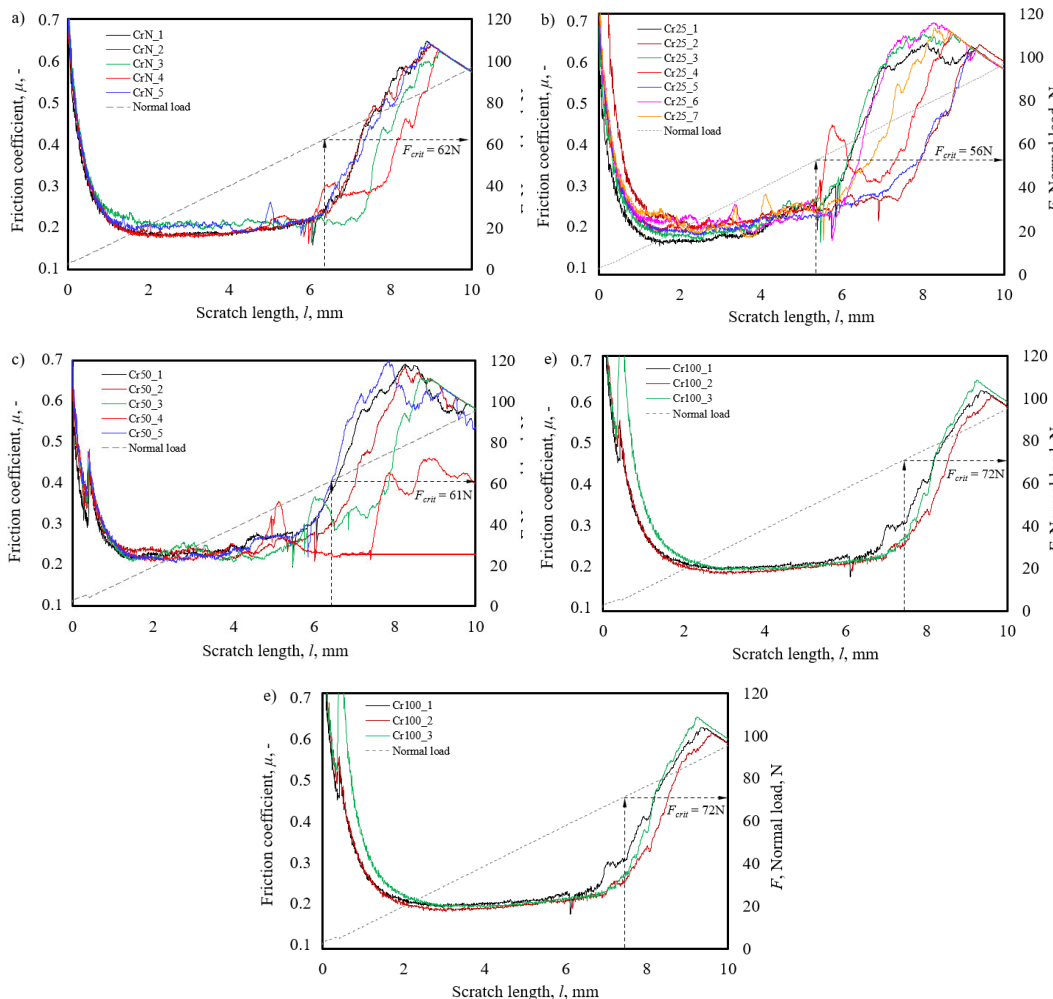
5.1 Kritikus terhelések

A progresszív terhelésű karcvizsgálatok során rögzített súrlódási tényező–karchossz és normálerő–karchossz diagramok a 4. ábrán láthatók.

A karcvizsgálatok során meghatározott kritikus terhelések értéke (F_{krit}), amely a bevonat leválásának kezdetét jellemzi, bimodális viselkedést mutatott.

A 25%-ban oxigénnel dópolt Cr25 bevonat kritikus terhelése jelentősen csökkent a dópolatlan CrN mintához képest, majd az oxigéntartalom további növelésével az F_{krit} ismét emelkedett, a Cr100 minta esetén pedig meghaladta a referencia CrN értékét. A legnagyobb kritikus terhelést (~72 N) a Cr100 bevonat mutatta.

A súrlódási együttható görbék a Cr25 és Cr50 rendszerek esetén instabilabb károsodási folyamatokra utaltak, míg a Cr75 és Cr100 bevonatoknál egyenletesebb, stabilabb károsodásfejlődés volt megfigyelhető.

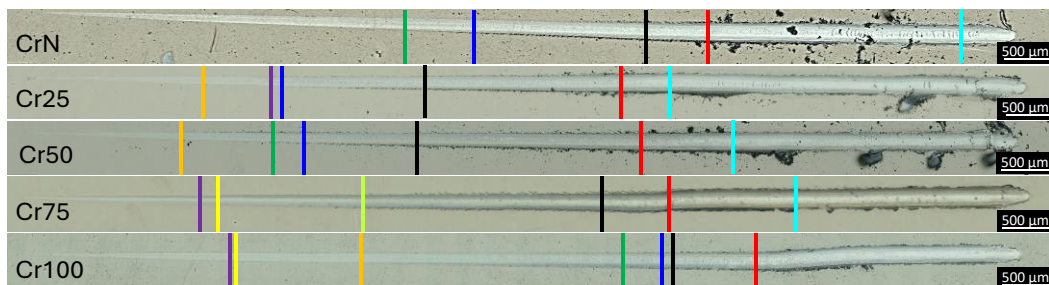


4. ábra: Műszerezett karcvizsgálattal kapott súrlódási együttható–karcúthossz ($\mu - l$) és normálerő–karcúthossz ($F - l$) diagramok: a) CrN; b) Cr25; c) Cr50; d) Cr75; és e) Cr100.

5.2 Károsodási mechanizmusok, károsodási térképek

A karcnyomok optikai mikroszkópos elemzése alapján számos károsodási mechanizmust azonosítottunk, amelyek részletes leírását egy megjelenés alatt álló cikkben [45] közöltük.

Az egyes bevonatok károsodásfejlődésének összehasonlítására készült károsodási térkép az 5. ábrán látható. A térképek alapján megállapítottuk, hogy az oxigénadalékolás korábban indította a szubkritikus károsodásokat, ugyanakkor magas oxigéntartalom mellett stabilabb károsodásfejlődési folyamatokat eredményezett, és a bevonatleválási mechanizmusok sorrendje több rendszerben is változatlan maradt. A viselkedés magyarázata a többrétegű bevonat-architektúrában keresendő. Kisebb terhelésnél elsősorban az oxigénmódosított fedőréteg viselkedése dominál, míg nagyobb terhelés esetén a deformáció eléri az alsó CrN támasztóréteget, amely meghatározza a kritikus károsodási mechanizmusokat.



5. ábra: Különböző oxigéntartalommal módosított CrN-bevonatok karckárosodási térképe. A színek jelentése: lila – oldalirányú repedés, sárga – Chevron húzórepedés, világoszöld – peremvezérelt, nyírás által indukált laterális repedés, narancs – íves húzórepedés, sötétzöld – konformális repedés, kék – felgyűrődés eredetű repedés, fekete – felgyűrődés eredetű leválás, piros – nagykiterjedésű leválás, encián – SAS-szárny mintázatú nyírási alakváltozás.

6 Összefoglalás

A vizsgálatok alapján levonható legfontosabb következtetések:

- Az oxigénadalékolás jelentősen módosítja a CrN bevonatok mikroszerkezetét és mechanikai tulajdonságait: Közepes oxigéntartalom mellett jelentős keménységnövekedés érhető el, amely elsősorban szemcsefinomodással és nanokompozit jellegű szerkezet kialakulásával magyarázható, míg nagyobb oxigéntartalom esetén a részleges amorfizáció és az oxidfázis képződése csökkenti a rugalmassági modulus értékét.
- Az oxigénadalékolás jelentősen módosítja a szubkritikus károsodási mechanizmusokat, valamint a repedések fejlődésének folyamatát. Emellett a kritikus karcterhelést nem monoton módon változtatja meg: alacsony oxigéntartalom mellett csökken, magas oxigéntartalom esetén azonban jelentősen növekszik.
- A Cr100 bevonat mutatta a legstabilabb karckárosodási viselkedést és a legnagyobb kritikus terhelést.
- A karcolással szembeni ellenállás szempontjából a bevonat keménysége mellett meghatározóak az olyan sajátosságok, mint a mikroszerkezet, a fázisösszetétel, a rétegfelépítés, valamint a deformációs és törési mechanizmusok kölcsönhatása.

Köszönetnyilvánítás

A OE-EKOP-KDP-2024_25_004 számú projekt a vállalatoknál végezhető doktoranduszi kutatómunka elősegítését és eredmények hasznosulását ösztönző együttműködések – hazai KFI programokkal releváns – támogatására megalapított „Óbudai Egyetem Kooperatív Doktori Hallgatói Ösztöndíj Program” keretében valósul meg, az Óbudai Egyetem Tehetségigazgató Alapjából.

Hivatkozások

- [1] Musil, J. (2000). Hard and superhard nanocomposite coatings. Surface and Coatings Technology, 125(1–3), 322–330. doi:10.1016/S0257-8972(99)00586-1
- [2] Musil, J. (2012). Hard nanocomposite coatings: Thermal stability, oxidation resistance and toughness. Surface and Coatings Technology, 207, 50–65. doi:10.1016/j.surfcoat.2012.05.073

- [3] Anders, A. (2005). A structure zone diagram including plasma-based deposition and ion etching. *Surface and Coatings Technology*, 200(5–6), 1893–1906. doi:10.1016/j.surfcoat.2005.08.067
- [4] Uddeholms AB. (2017). Uddeholm Tool Steels for Plastic Moulding (Edition 14, 10.2017). <https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/12/2018/05/Tech-Uddeholm-Steel-for-moulds-EN>
- [5] Tillmann, W., Stangier, D., Lopes Dias, N. F., Gelinski, N., Stanko, M., Stommel, M., Krebs, E., & Biermann, D. (2019). Reduction of ejection forces in injection molding by applying mechanically post-treated CrN and CrAlN PVD films. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 3(4), 88. doi:10.3390/jmmp3040088
- [6] Kunigitsu, S., Nishida, N., & Goto, M. (2004). Evaluation of wettability of PVD coatings for molten polymer. *Journal of The Surface Finishing Society of Japan*, 55(3), 214–217. doi:10.4139/sfj.55.214
- [7] Košík, M., Likavčan, L., Bilík, J., & Martinkovič, M. (2014). Diesel effect problem solving during injection moulding. *Research Papers Faculty of Materials Science and Technology Slovak University of Technology*, 22(341), 97–102. doi:10.2478/rput-2014-0014
- [8] Navinšek, B., Panjan, P., & Milošev, I. (1997). Industrial applications of CrN (PVD) coatings. *Surface and Coatings Technology*, 97(1–3), 182–191. doi:10.1016/S0257-8972(97)00393-9
- [9] Vepřek, S., & Argon, A. S. (2002). Towards the understanding of mechanical properties of superhard nanocomposites. *Journal of Vacuum Science & Technology B*, 20(2), 650–664. doi:10.1116/1.1456510
- [10] Zhang, S., Sun, D., Fu, Y. Q., & Du, H. J. (2003). Toughening of hard nanostructured coatings: a critical review. *Surface and Coatings Technology*, 167(2–3), 113–119. doi:10.1016/S0257-8972(02)00903-3
- [11] Leyland, A., & Matthews, A. (2000). On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimized tribological behaviour. *Wear*, 246(1–2), 1–11. doi:10.1016/S0043-1648(00)00488-9
- [12] Voevodin, A. A., Capano, M. A., Laube, S. J., Donley, M. S., & Zabinski, J. S. (1997). Design of a Ti/TiC/DLC functionally gradient coating based on structural transitions. *Thin Solid Films*, 298(1–2), 107–115. doi:10.1016/S0040-6090(96)09145-6
- [13] Holmberg, K., Matthews, A., & Ronkainen, H. (1998). Coatings tribology—contact mechanisms and surface design. *Tribology International*, 31(1–3), 107–120. doi:10.1016/S0301-679X(98)00013-2
- [14] Holmberg, K., & Matthews, A. (2009). *Coatings Tribology: Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering*. Elsevier. doi:10.1016/B978-0-444-52754-1.00001-9
- [15] Donnet, C., & Erdemir, A. (2004). Historical developments and new trends in tribological coatings. *Surface and Coatings Technology*, 180–181, 76–84. doi:10.1016/j.surfcoat.2003.10.022
- [16] Cunha, L., Andritschky, M., Pischow, K., & Zille, A. (2006). Influence of oxygen content on chromium-based coatings. *Surface and Coatings Technology*, 200(8), 2910–2915. doi:10.1016/j.surfcoat.2004.10.136
- [17] Lin, J., Mishra, B., Moore, J. J., & Sproul, W. D. (2008). Structure and properties of Cr–O–N coatings deposited by magnetron sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 202(9), 1639–1645. doi:10.1016/j.surfcoat.2007.07.081
- [18] Zoestbergen, E., Staia, M. H., & Puchi-Cabrera, E. S. (2008). Structure and mechanical properties of chromium oxide coatings. *Thin Solid Films*, 516(14), 4331–4336. doi:10.1016/j.tsf.2007.08.064
- [19] Rothhaar, U., & Oechsner, H. (1993). RF magnetron sputter deposition of Cr₂O₃ layers. *Surface and Coatings Technology*, 59(1–3), 183–186. doi:10.1016/0257-8972(93)90080-8
- [20] Vaz, F., Martin, N., & Fenker, M. (2013). Metallic oxynitride thin films by reactive sputtering: Processes, properties and applications. In: *Handbook of Deposition Technologies for Films and Coatings*. Bentham Science. p 173-178. ISBN: 978-1-60805-157-1. doi:10.2174/97816080515641130101
- [21] Bolelli, G., Berger, L. M., Bonetti, M., & Lusvarghi, L. (2020). Microstructure and mechanical properties of Cr-based coatings. *Surface and Coatings Technology*, 381, 125138. doi:10.1016/j.surfcoat.2019.125138

- [22] Anders, A. (2008). Cathodic Arcs: From Fractal Spots to Energetic Condensation. Springer. doi:10.1007/978-0-387-79108-1
- [23] Mayrhofer, P. H., et al. (2018). Self-organized nanostructures in hard coatings. *Progress in Materials Science*, 100, 1–51. doi:10.1016/j.pmatsci.2018.07.002
- [24] Polcar, T., & Cavaleiro, A. (2018). High-temperature tribological behaviour of CrN coatings. *Surface and Coatings Technology*, 342, 45–56. doi:10.1016/j.surfcoat.2018.02.045
- [25] Bull, S. J. (1997). Failure modes in scratch adhesion testing. *Surface and Coatings Technology*, 94–95, 1–7. doi:10.1016/S0257-8972(97)00433-8
- [26] Bull, S. J. (2006). Scratch adhesion testing of coatings. *Tribology International*, 39(2), 99–114. doi:10.1016/j.triboint.2005.04.002
- [27] Maros, M. B., & Siddiqui, S. A. (2022). Tribological study of CrN coatings. *Ceramics*, 5(4), 1084–1101. doi:10.3390/ceramics5040077
- [28] Field, J. S., & Swain, M. V. (2019). Review of indentation and scratch testing. *Journal of Materials Research*, 34(1), 1–22. doi:10.1557/jmr.2018.456
- [29] Chen, X., & Vlassak, J. J. (2020). Fracture of thin films on substrates. *International Journal of Fracture*, 222, 1–20. doi:10.1007/s10704-019-00390-6
- [30] Zhang, T. F., et al. (2020). Gradient structured coatings: design and performance. *Surface and Coatings Technology*, 385, 125411. doi:10.1016/j.surfcoat.2020.125411
- [31] Łępicka, M., & Grądzka-Dahlke, M. (2019). Evaluation of anti-wear coatings. *Reviews on Advanced Materials Science*, 58, 50–65. doi:10.1515/rams-2019-0003
- [32] Carneiro, E., Parreira, N. M. G., Vuchkov, T., Cavaleiro, A., Ferreira, J., Andritschky, M., & Carvalho, S. (2021). Cr-Based Sputtered Decorative Coatings for Automotive Industry. *Materials*, 14, 5527. doi:10.3390/ma14195527
- [33] Oliver, W. C., & Pharr, G. M. (1992). An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 7(6), 1564–1583. doi:10.1557/jmr.1992.1564
- [34] ISO 20502:2005 Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) – Determination of adhesion of ceramic coatings by scratch testing.
- [35] ASTM C1624-05(2015) Standard Test Method for Adhesion Strength and Mechanical Failure Modes of Ceramic Coatings by Quantitative Single Point Scratch Testing, doi:1520/C1624-05R15.
- [36] ISO 14577-1:2015, Metallic materials — Instrumented indentation test for hardness and materials parameters — Part 1: Test method, International Organization for Standardization, Geneva.
- [37] ASTM E2546-15, Standard Practice for Instrumented Indentation Testing, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- [38] EN ISO 26423:2016 Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) - Determination of coating thickness by crater-grinding method (ISO 26423:2009)
- [39] Anton Paar (CSM Instruments), Calotest Technical Features, Neuchâtel, Switzerland, 2014.
- [40] Helmut Fischer GmbH, Institut für Elektronik und Messtechnik, Online brochure, <https://www.helmut-fischer.com/products/fischerscope-hm2000>
- [41] Anton Paar GmbH: (2021) Mechanical surface characterization, Online brochure, <https://www.anton-paar.com/?eID=documentsDownload&document=60171&L=0>
- [42] voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, (2023) Böhler W302 Isodisc, W302 ISODISC HU – 04.2023, https://www.boehler.hu/app/uploads/sites/92/2023/04/productdb/api/w302-isodisc_hu.
- [43] Greczynski, G., & Hultman, L. (2020). Time, energy and length scales in magnetron sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 387, 125525. doi:10.1016/j.surfcoat.2020.125525
- [44] Mayrhofer, P. H., Mitterer, C., Hultman, L., & Clemens, H. (2006). Microstructural design of hard coatings. *Progress in Materials Science*, 51(8), 1032–1114. doi:10.1016/j.pmatsci.2006.02.002
- [45] Széll, A., Nagy, E., Horváth, R. & Maros B., M. (In Press). Effect of oxygen doping on the hardness and scratch behavior of CrN coatings, *Journal of the European Ceramic Society*, Special Issue (Special issue for the FAC2025 Conference)