

Marcin KOT*, **Sławomir ZIMOWSKI***, **Łukasz MAJOR****,
Kinga CHRONOWSKA-PRZYWARA*, **Wiesław RAKOWSKI***

TRIBOLOGIA POWŁOK WĘGLOWYCH W PODWYŻSZONEJ TEMPERATURZE

TRIBOLOGY OF CARBON COATINGS AT ELEVATED TEMPERATURE

Słowa kluczowe:

powłoki węglowe, tarcie, zużycie, temperatura

Key words:

carbon coatings, friction, wear, temperature

Streszczenie:

W pracy przedstawiono wyniki badań mechanicznych i tribologicznych powłok węglowych a-C, a-C:H i a-C:N. Właściwości tribologiczne takich powłok wciąż nie są dostatecznie rozpoznane, zwłaszcza w przypadku analiz prowadzonych w podwyższonych temperaturach. W ramach pracy analizowano właściwości mechaniczne – twardość i moduł sprężystości oraz właściwości tribologiczne – wskaźnik zużycia i współczynnik tarcia w temperaturze 20°C i 300°C. Naj-

* AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Mechanicznej i Robotyki, al. Mickiewicza 30, 30-065 Kraków, Polska, e-mail: kotmarcin@agh.edu.pl

** Instytut Metalurgii i Inżynierii Materiałowej PAN, ul. Reymonta 25, 30-059 Kraków, Polska.

twarszą z powłok okazała się powłoka a-C – 17 GPa, a najmiększą a-C:H – 7GPa. Testy tribologiczne w temperaturze pokojowej wykazały, że współczynnik tarcia jest najmniejszy dla powłoki a-C, a najwyższy dla a-C:N – odpowiednio $\mu = 0,05$ i $0,24$. Najniższe wartości wskaźnika zużycia zmierzono także dla powłoki a-C. Natomiast w temperaturze 300°C najlepszą okazała się powłoka uwodorniona a-C:H, dla której zużycie było tylko nieznacznie wyższe niż w temperaturze pokojowej, a współczynnik tarcia wynosił $0,04$. Zużycie powłoki a-C:N jest 20-krotnie większe niż powłoki a-C:H, chociaż współczynnik tarcia w całym zakresie 20 000 cykli testu tribologicznego wynosił tylko $0,05$. Natomiast powłoka a-C w warunkach przeprowadzanego testu została całkowicie zniszczona już po 7000 cykli.

WPROWADZENIE

Powłoki na bazie węgla nakładane metodami PVD i CVD cieszą się dużym zainteresowaniem od około 20 lat. Wynika to z ich bardzo dobrych właściwości tribologicznych, odporności chemicznej na kwasy i zasady oraz biodegradacji. Pojęcie „powłoki węglowe” dotyczy bardzo szerokiej grupy materiałów o znacząco różnych właściwościach. Zależą one przede wszystkim od ilości wiązań o hybrydyzacji sp^3 typowych dla diamentu i sp^2 występujących w graficie oraz udziału innych pierwiastków jak wodór H czy azot N [L. 1, 2]. W zależności od udziału wiązań sp^3/sp^2 oraz obecności głównie wodoru dzieli się je na kilka grup:

- niuwodornione powłoki amorficzne a-C i tetraedryczne ta-C,
- uwodornione powłoki a-C:H,
- powłoki z dodatkiem głównie metali Me/a-C czy Me/a-C:H posiadające często budowę nanokompozytową.

Układ potrójnej równowagi węgla z wiązaniami sp^3 , sp^2 oraz wodoru wraz z wynikającymi z nich właściwościami mechanicznymi powłok przedstawiono w pracy [L. 3]. Twardość powłok węglowych wynosi od 5GPa dla powłok a-C:H o dużym udziale wiązań sp^2 , do 50 GPa i więcej dla powłok ta-C. Jednak wraz ze wzrostem twardości maleje odporność na pękanie powłok węglowych, a typowe wartości krytycznego współczynnika intensywności naprężeń K_{IC} mieszczą się w zakresie $0,5\div 5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Większe wartości parametru $K_{IC} = 2\text{--}5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, ale mniejszą twardość posiadają powłoki uwodornione a-C:H. Wprowadzenie wodoru do powłoki powoduje także zmniejszenie naprężeń własnych ściskających z $3\div 5 \text{ GPa}$ do $1\div 2 \text{ GPa}$ [L. 4], co znacząco poprawia adhezję tych powłok do podłoża metalowych. Poprawę odporności na zarysowanie powłok na bazie węgla uzyskuje się przez nakładanie cienkich międzywarstw metalicznych Ti czy Cr o grubości kilkudziesięciu nanometrów.

Właściwości tribologiczne powłok węglowych zależą od rodzaju powłoki, styku tribologicznego, charakteru obciążeń, atmosfery czy temperatury. Powłoki

ki niewodornione a-C charakteryzują się dużymi oporami tarcia przy wysokich temperaturach i w próżni. Tłumaczy się to silnym oddziaływaniem nieobsadzonych, najsilniejszych węglowych wiązań σ i adhezyjnym szepianiem się ich z innymi atomami, gdy są one bezpośrednio na powierzchni [L. 1, 6]. Wtedy wartość współczynnika tarcia może sięgać nawet 1. Jeżeli jednak na powierzchni nastąpi pasywacja takich wiązań przez zaadsorbowane cząsteczki gazów z atmosfery lub wilgoć, to może ona znacząco ograniczać tarcie i zużycie takich powłok. Charakterystyczne dla takich powłok jest zmniejszanie wartości współczynnika tarcia wraz ze zwiększaniem wilgotności powietrza [L. 3]. Blokowanie możliwości niepożądanego oddziaływania wiązań σ przez atomy wodoru obserwuje się w przypadku powłok a-C:H [L. 2]. Powłoki takie osadza się zazwyczaj w atmosferze metanu CH_4 lub acetyleny C_2H_2 . Typowe wartości współczynnika tarcia $\mu < 0,05$ oraz bardzo niskie wartości wskaźnika zużycia $W_v < 10^{-7}$ obserwuje się dla nich w próżni, w atmosferze suchego powietrza czy w gazach obojętnych. Jest to efektem przeniesionej na partnera tribologicznego cienkiej, hydrofobowej tribowarstwy węglowej powodującej powstanie na powierzchni współpracujących dwóch warstw a-C:H i istnienie między nimi tylko słabych oddziaływań van der Waals'a [L. 5]. Natomiast typowy dla powłok a-C:H jest wzrost współczynnika tarcia do $\mu = 0,1 \div 0,2$ w środowisku wilgotnego powietrza, kiedy to zostaje zaburzona współpraca dwóch węglowych warstw.

W atmosferze powietrza świetne właściwości tribologiczne uwodornionych powłok węglowych przypisuje się procesowi grafityzacji zachodzącemu na ich powierzchni. Liu i inni [L. 7] opisali ten proces, wskazując, że możliwy jest on dzięki uwalnianiu wodoru z powierzchni, a następnie na skutek wzrostu temperatury w strefie tarcia i silnych naprężeń ścinających tworzona jest cienka warstwa grafitu na powierzchni powłoki. Obserwuje się to także w przypadku powłok niewodornionych a-C. Proces ten jednak zachodzi tylko przy odpowiednich obciążeniach cieplno-mechanicznych w strefie tarcia. Małe wartości współczynnika tarcia $\mu < 0,1$ są wynikiem przeniesienia cienkiej warstwy grafitu na partnera tribologicznego. Efektem tego jest małe zużycie obydwu współpracujących powierzchni. Charakterystyczne w przebiegu współczynnika tarcia są początkowo większe wartości i stopniowe jego zmniejszanie do stałych, małych wartości po zmianie tarcia powłoki węglowej o materiał kontaktujący się elementem do tarcia grafit-grafit. Natomiast w przypadku małych obciążeń, obecności tlenu czy dużej wilgotności nie dochodzi do grafityzacji i współczynnik tarcia jest na wyższym poziomie $\mu = 0,2 \div 0,5$. Wprowadzenie do powłok węglowych azotu zazwyczaj zmniejsza ich twardość ze względu na zwiększenie ilości wiązań sp^2 [L. 15]. Wynikiem tego jest jednak zmniejszenie naprężeń własnych, znacząca poprawa odporności na pękanie i w wielu przypadkach również dobre właściwości tribologiczne warstw a-C:N jak pozostałych powłok

węglowych [L. 12]. Podobnie jak dla powłok uwodornionych powłoki a-C:N charakteryzują się wyjątkowo niskim współczynnikiem tarcia $0,007 \div 0,01$ w atmosferze suchego azotu [L. 18]. Jednak w wilgotnym powietrzu zazwyczaj parametr ten rośnie jeszcze bardziej niż w powłokach a-C:H, a typowe wartości to $0,2 \div 0,4$. Powłoki a-C:N mogą także ulegać grafityzacji na powierzchni [L. 14].

Znaczącą zmianę właściwości obserwuje się dla węglowych powłok nanokompozytowych, w których w strukturze wprowadzone są zazwyczaj nanocząstki ceramiczne jak CrC [L. 8]. Optymalizując udział nanocząstek w osnowie węglowej, można ograniczyć ich zużycie. Natomiast współczynnik tarcia jest zazwyczaj wyższy niż dla warstw a-C:H, co powodowane jest brakiem lub ograniczeniem możliwości pozostawiania w strefie tarcia grafitowych warstw ślizgowych, które usuwane są przez twarde nanocząstki ceramiczne. Natomiast właściwości ich w odróżnieniu od powłok a-C i a-C:H praktycznie nie zależą od atmosfery. Poprawę właściwości mechanicznych w tym odporności na pękanie można osiągnąć, wprowadzając warstwy węglowe do powłok wielowarstwowych [L. 17].

Powłoki węglowe mogą także pracować w podwyższonych temperaturach. Zazwyczaj wskazuje się jednak, że graniczną temperaturą, przy której dochodzi do utleniania takich powłok jest $300\text{--}400^\circ\text{C}$. Stąd trwają poszukiwania nowych dodatków do powłok węglowych, które zapewnią im dobre właściwości tribologiczne w jeszcze wyższej temperaturze. Autorzy pracy [L. 16], poszukując powłok do zastosowań w obróbce plastycznej na gorąco wykazali, że maksymalna temperatura pracy powłok Si-DLC wynosi 700°C , co jest efektem formowania na powierzchni tlenku krzemu SiO_2 . W literaturze podawanych jest jednak wiele sprzecznych informacji dotyczących możliwości zastosowań powłok węglowych w podwyższonych temperaturach. Jest to efektem wielu różnych rodzajów powłok, które osadzone są różnymi technikami oraz różnych parametrów stosowanych testów tribologicznych.

Badania powłok węglowych umożliwiły ich aplikacje w wielu obszarach techniki, jak silniki spalinowe, magnetyczne dyski pamięci, narzędzia skrawające i chirurgiczne, implanty biomedyczne [L. 2, 11]. Jednak w tribologii takich materiałów, zwłaszcza przy oddziaływaniu podwyższonej temperatury, jest wciąż wiele zjawisk trudnych do wytłumaczenia i wymagających prowadzenia systematycznych badań.

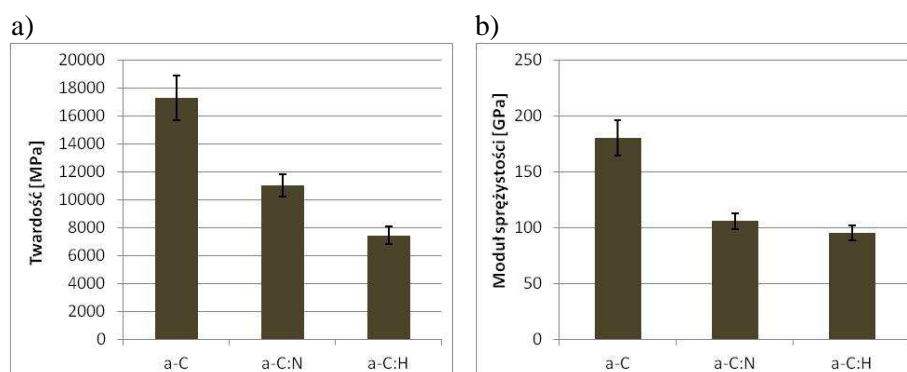
W niniejszej pracy analizowano właściwości tribologiczne powłok węglowych w temperaturze 20°C i 300°C . Badano powłoki amorficzne a-C, a-C:H i a-C:N, poszukując wpływu uwodornienia i uazotowienia powłok węglowych na odporność na zużycie i wartość współczynnika tarcia.

MATERIAŁY ORAZ METODYKA BADAWCZA

Badano trzy powłoki węglowe osadzone metodą rozpylania magnetronowego na blaszkach ze stali austenitycznej X5CrNi18-10 o grubości 1,5 mm i wymiarach 20×20 mm. Podłoża przed osadzaniem powłok były myte w przemysłowej myjce (Miele, Guetersloh, Niemcy), suszone, montowane na wchwycie w komorze próżniowej (Leybold Vakuum, Cologne, Germany) i trawione jonowo. Osadzanie prowadzono przy ciśnieniu 2 mPa bez podgrzewania podłoża. Rozpylanie prowadzono z użyciem dwóch usytuowanych naprzeciwko, prostokątnych magnetronów. Powłokę a-C osadzano w atmosferze argonu, stosując rozpylanie tarczy grafitowej. Powłokę a-C:N osadzano w atmosferze będącej mieszaniną argonu Ar i azotu N, a powłokę a-C:H w atmosferze acetylenu C_2H_2 i Ar. Dla każdej z powłok stosowano międzywarstwę tytanową 100 nm, a grubość wszystkich powłok węglowych wynosiła 1 μ m. Twardość powłok badano metodą instrumentalnej indentacji przy obciążeniu 2 mN, stosując wgłębnik diamentowy o geometrii Berkovicha i nanoindentor CSM Instruments. Obciążenie to powodowało wciskanie wgłębniaka na głębokość 80–120 nm, co pozwalało uniknąć wpływu podłoża na uzyskiwane wyniki badań [L. 9]. Krzywe indentacyjne analizowano według procedury podanej przez Olivera-Pharra, stosując się do zaleceń normy [10]. Właściwości tribologiczne wyznaczano w styku kula-tarcza, wykorzystując kulę Al_2O_3 o średnicy 6 mm. Stosowano obciążenie 1 N, promień tarcia wynosił $3 \div 6$ mm, a liczba cykli 20 000. Testy prowadzono w temperaturze 20 i 300°C z użyciem tribometru wysokotemperaturowego T11 produkowanego przez ITeE w Radomiu. W trakcie testu mierzono siłę tarcia i na tej podstawie obliczano współczynnik tarcia, a zużycie określano, mierząc po teście profil toru tarcia i obliczając wskaźnik zużycia objętościowego z zależności $W_V = V/(F_N \cdot s)$, gdzie V to objętość usuniętego materiału, F_N – siła normalna, s to całkowita droga tarcia.

WYNIKI I ICH ANALIZA

Wyniki pomiarów indentacyjnych przedstawiono na **Rysunku 1**. Potwierdzają one tendencje przedstawiane w literaturze wskazujące, że wprowadzenie do powłok węglowych wodoru H i azotu N zmniejsza ilość wiązań sp^3 , zmniejszając naprężenia własne i twardość uwodornionych a-C:H ($H = 7$ GPa) i uazotowanych a-C:N ($H = 11$ GPa) powłok w stosunku do powłok a-C ($H = 17$ GPa). Zmniejsza się przy tym także moduł sprężystości powłok ze 180 GPa dla powłoki a-C do 106 i 95 GPa odpowiednio dla powłok a-C:N i a-C:H. Testy tribologiczne prowadzone w temperaturze pokojowej i wilgotności 40% wykazały, że najmniejszą wartością współczynnika tarcia $\mu = 0,05$ w tych warunkach charakteryzuje się powłoka a-C (**Rys. 2**).

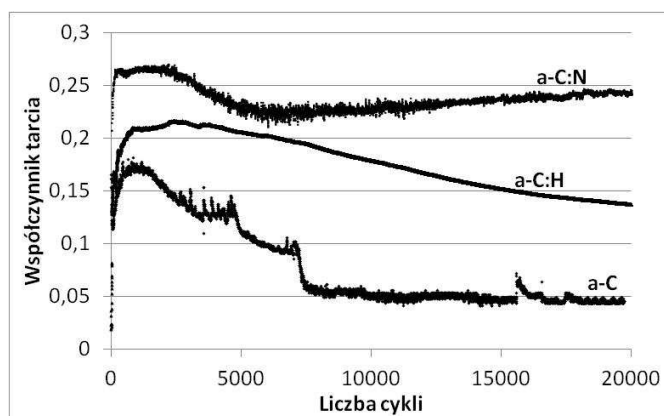


Rys. 1. Wyniki testów indentacyjnych badanych powłok węglowych: a) twardość, b) moduł sprężystości

Fig. 1. Indentation test results of tested carbon coatings: a) hardness, b) elasticity modulus

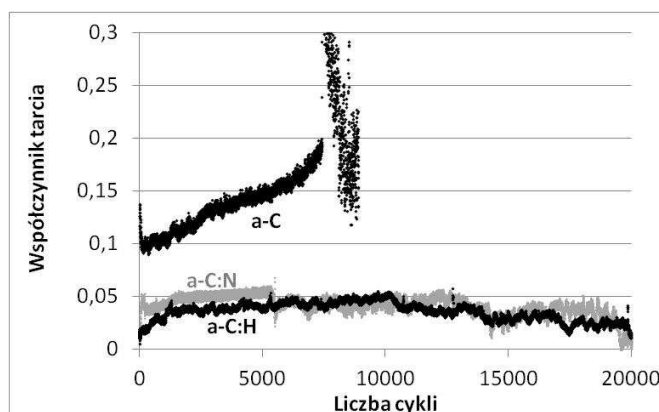
Parametr ten osiągnięty został po około 7000 cykli, co jest efektem tworzenia grafitowej warstwy ślizgowej na powierzchni. Obserwacje mikroskopowe kuli Al_2O_3 po teście wykazały, że warstwa ta przenosi się także na powierzchnię kuli. Natomiast powłoki a-C:H i a-C:N mają znacząco wyższe opory tarcia, a współczynnik tarcia na końcu testu wynosi odpowiednio 0,14 i 0,24, co prezentowano także w innych pracach [L. 2, 14]. Większy współczynnik tarcia może być także tłumaczony mniejszą twardością tych powłok, a więc większą głębokością penetracji podczas tarcia i większą składową deformacyjną.

Wartości wskaźnika zużycia badanych powłok zestawiono na **Rysunku 4**.



Rys. 2. Zmiany współczynnika tarcia badanych powłok podczas testu tribologicznego w temperaturze 20°C

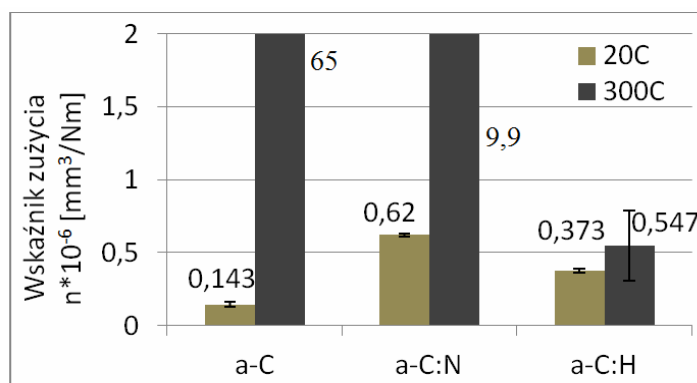
Fig. 2. Changes of coefficient of friction of tested carbon coatings during the tribological test performed at 20°C temperature



Rys. 3. Zmiany współczynnika tarcia badanych powłok podczas testu tribologicznego w temperaturze 300°C

Fig. 3. Changes of coefficient of friction of tested carbon coatings during the tribological test performed at 300°C temperature

W temperaturze pokojowej najniższą wartość $W_v = 0,14 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ wyznaczono dla powłoki a-C. Należy jednak podkreślić, że choć pozostałe powłoki a-C:H i a-C:N charakteryzują się większym zużyciem $W_v = 0,37$ i $0,62 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ to wartości te są niewielkie w porównaniu do innych powłok przeciwzużyciowych np. ceramicznych. Badania tribologiczne wykazały, że najlepsza powłoka a-C w temperaturze 20°C, jest najgorsza w temperaturze 300°C. Powłoka ta ulegała całkowitemu przetarciu po około 7000 cykli. Skutkowało to nagłym wzrostem wartości współczynnika tarcia widocznym na **Rysunku 3**. Jednak nawet w zakresie liczby cykli przed zniszczeniem wartość μ rosła stopniowo od 0,1 do 0,2. To zwiększone tarcie skutkuje także ponad 450 razy większym zużyciem niż w temperaturze 20°C. Podobnie dla powłoki a-C:N zużycie jest 16-krotnie większe temperaturze 300°C. Należy jednak podkreślić, że nie została ona w zakresie 20 000 cykli całkowicie przetarta, a współczynnik tarcia był na niskim poziomie 0,04÷0,06. Badania wykazały, że najlepszą odporność na zużycie w podwyższonej temperaturze posiada powłoka uwodornionego węgla a-C:H.



Rys. 4. Wskaźnik zużycia badanych powłok w temperaturze 20°C i 300°C

Fig. 4. Wear index of tested coatings at 20°C and 300°C temperatures

WNIOSKI

Powłoki węglowe mogą charakteryzować się znacząco różnymi właściwościami mechanicznymi w zależności od udziału wiązań sp^2 do sp^3 oraz obecności w strukturze atomów takich jak wodór czy azot. W ramach pracy porównano właściwości mechaniczne i tribologiczne powłok a-C, a-C:H i a-C:N. Testy nanoindentacyjne potwierdziły prezentowane w literaturze obserwacje znaczącego spadku twardości powłok węglowych po wprowadzeniu do nich atomów H i N. Dodatkowym efektem uwodornienia i uazotowienia powłok węglowych są niższe wartości naprężeń własnych [L. 4, 18], co może prowadzić do poprawy ich odporności na pękanie i zwiększać adhezję do podłoży.

Przedstawione wyniki badań mechanicznych i tribologicznych wykazały, że amorficzne powłoki węglowe różnie mogą się zachowywać w temperaturze pokojowej i podwyższonej do 300°C. Powłoka a-C ma najlepszą odporność na zużycie przez tarcie w 20°C oraz najmniejszy współczynnik tarcia. Natomiast jest ona najgorsza spośród badanych powłok w temperaturze 300°C. Analiza literatury pozwala wskazywać jako przyczynę zwiększonych oporów ruchu w podwyższonych temperaturach silne oddziaływanie adhezyjne wolnych wiązań σ , które w temperaturze pokojowej są rozdzielone przez adsorbowane na powierzchni cząsteczki gazów i wilgoci. Natomiast w powłokach a-C:H wiązania σ łączą węgiel z wodorem, co zabezpiecza te powłoki przed szczepieniami adhezyjnymi kontaktujących się powierzchni. Przeniesiony na powierzchnię partnera tribologicznego cienki film węglowy prowadzi do tarcia bezpośredniego dwóch powierzchni materiałów węglowych o małym powinowactwie chemicznym. Efektem tego jest mały współczynnik tarcia powłok a-C:H. Łatwiejsza grafityzacja w podwyższonej temperaturze 300°C skutkuje bardzo niskim współczynnikiem tarcia 0,04. Podobne efekty osiągnęte są w powłokach a-C:N,

choć wyniki przedstawione w pracy wskazują na ich znacząco większe zużycie niż powłok uwodornionych.

Autorzy dziękują dr. hab. Jurgenowi Lacknerowi z Joanneum Research; Laserzentrum Leoben, Austria za nałożenie powłok.

LITERATURA

1. Erdemir A.: Genesis of superlow friction and wear in diamondlike carbon films. *Tribology International* 37 (2004) 1005–1012.
2. Hauert R., Müller U.: An overview on tailored tribological and biological behavior of diamond-like carbon. *Diamond and Related Materials* 12 (2003) 171–177.
3. Sedlaček M., Podgornik B., Vižintin J.: Tribological properties of DLC coatings and comparison with test results: Development of a database. *Materials Characterization* 59 (2008) 151–161.
4. Wang P., Wang X., Xu T., Liu W., Zhang J.: Comparing internal stress in diamond-like carbon films with different structure. *Thin Solid Films* 515 (2007) 6899–6903.
5. Konca E., Cheng Y-T., Weiner A.M., Dasch J.M., Alpas A.T.: Elevated temperature tribological behavior of non-hydrogenated diamond-like carbon coatings against 319 aluminum alloy, *Surface & Coatings Technology* 200 (2006) 3996–4005.
6. Robertson J.: Diamond-like amorphous carbon. *Materials Science and Engineering R37* (2002) 129–281.
7. Liu Y., Meletis E.I.: Evidence of graphitization of diamond-like carbon films during sliding wear. *Journal of Materials Science* 32 (1997) 3491–3495.
8. Kot M., Przywara-Chronowska K., Rakowski W., Lackner J., Waldhauser W., Major Ł.: The advantages of incorporating Cr_xC nanograins into an a-C:H matrix in tribological coatings. *Materials and Design*, 56 (2014) 981–989.
9. Kot M., Lacki P.: Contact mechanics of coating-substrate systems: I – Methods of analysis and FEM modeling of nanoindentation tests. *Journal of the Balkan Tribological Association*, 18 (2012) 598–614.
10. ISO 14577-4:2007 *Metale. Instrumentalna próba wciskania węgelnika do określania twardości i innych własności materiałów. Część 1: Metoda badania.*
11. Vandeveld T.C.S., Vandierendonck K., Van Stappen M., Du Mong W., Perremans P.: Cutting applications of DLC, hard carbon and diamond films. *Surface and Coatings Technology* 113 (1999) 80–85.
12. Charitidis C.A.: Nanomechanical and nanotribological properties of carbon-based thin films - A review. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 28 (2010) 51–70.
13. Sánchez-López J.C., Belin M., Donnet C., Quirós C., Elizalde E.: Friction mechanisms of amorphous carbon nitride films under variable environments: a triboscopic study. *Surface and Coatings Technology* 160 (2002) 138–144.

14. Qi J., Chana C.Y., Bello I., Lee C.S., Lee S.T., Luo J.B., Wen S.Z.: Film thickness effects on mechanical and tribological properties of nitrogenated diamond-like carbon films. *Surface and Coatings Technology* 145 (2001) 38–43.
15. Yamamoto S., Kawana A., Ichimura H., Masuda Ch.: Relationship between tribological properties and sp³/sp² structure of nitrogenated diamond-like carbon deposited by plasma CVD. *Surface and Coatings Technology* 210 (2012) 1–9.
16. Reisel G., Steinhäuser S., Wielage B.: The behaviour of DLC under high mechanical and thermal load. *Diamond and Related Materials* 13 (2004) 1516–1520.
17. Kot M., Major Ł., Lackner J.: The tribological phenomena of a new type of TiN/a-C:H multilayer coatings. *Materials and Design*, 51(2013) 280–286.
18. Zhang S., Xie H., Zeng X., Hing P.: Residual stress characterization of diamond-like carbon coatings by an X-ray diffraction method. *Surface and Coatings Technology*, 122 (1999) 219–224.

Summary

The paper presents the results of the mechanical and tribological coatings of carbon a-C, a-C:H and a-C:N coatings. The hardest coatings $H = 17$ GPa is a non-hydrogenated a-C coating, while the softest one is a-C:H - 7 GPa.

Tribological tests performed at 20°C exhibited the lowest coefficient of friction 0.05 for the a-C coating. In a case of this coating, the lowest value of wear index was also measured. The hydrogenated and nitrogenated coatings have higher friction $\mu = 0.14$ and 0.24 respectively. However, the wear of these coatings was higher than for a-C, but it was still at low level comparing to typical ceramic coatings. In contrast, the hydrogenated a-C:H coating exhibited the best wear resistance at 300°C. The wear index was only 50% higher than at room temperature and the friction coefficient varied within the range of 0.03-0.05. The nitrogenated coating a-C:N has 20 times higher wear than the a-C:H coating, although the friction coefficient was only 0.05 over the whole test duration – 20000 cycles. The best coating (a-C) at in room temperature was the worst at elevated temperatures. This coating was completely destroyed after 7000 cycles.