

## 5. Własności wieloskładnikowych powłok na węglkach spiekanych oraz ceramice azotkowej i sialonowej

L.A. Dobrzański, D. Pakuła, M. Staszuk, A.D. Dobrzańska-Danikiewicz – Politechnika Śląska

### 5.1. Własności mechaniczne i przyczepność wieloskładnikowych powłok na węglkach spiekanych oraz ceramice azotkowej i sialonowej

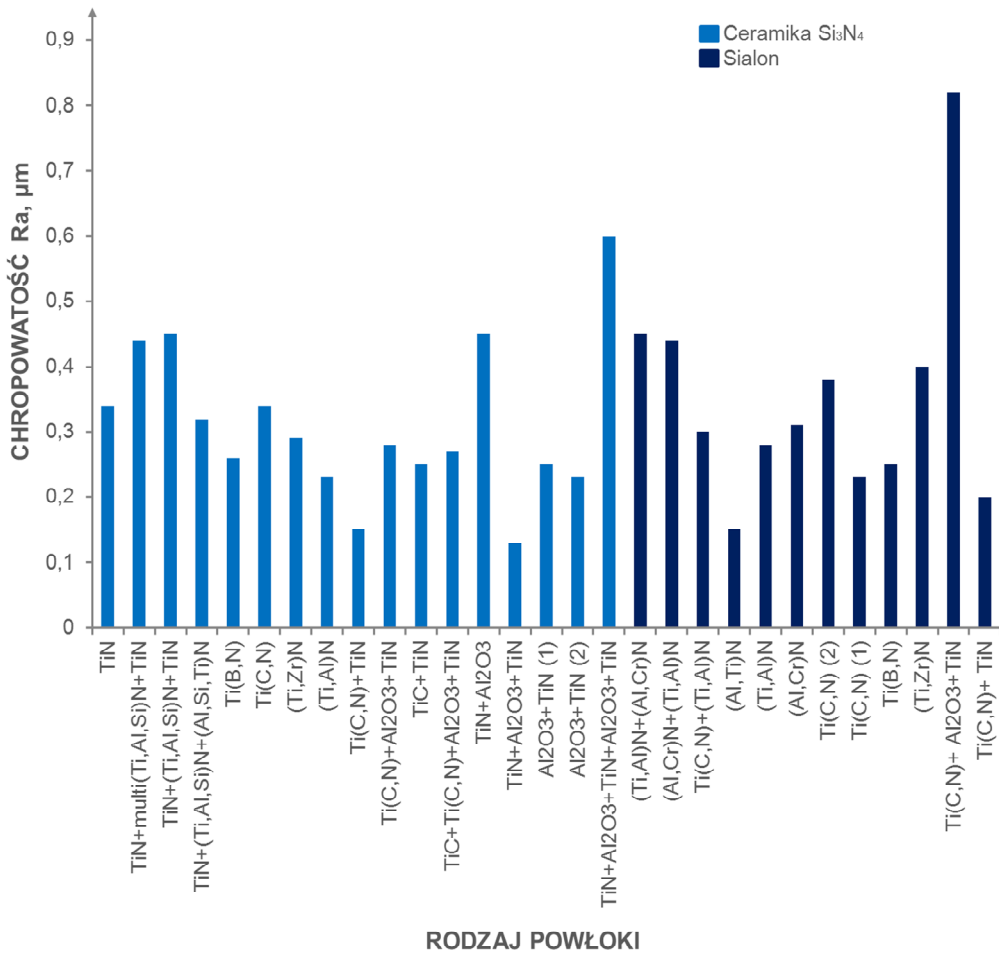
Polepszenie jakości i wydajności produkcji w dużej mierze zależy od kierunków rozwoju nowoczesnych materiałów narzędziowych, w tym m.in. ceramiki narzędziowej, węglików spiekanych i cermetali narzędziowych, najczęściej w postaci wielostrzowych płytek skrawających, pokrywanych przeciwzużyciowymi powłokami. Nadanie lepszych własności eksploatacyjnych powszechnie stosowanym materiałom narzędziowym bardzo często uzyskuje się poprzez nanoszenie powłok metodami PVD i CVD, i to nie tylko prostych jednowarstwowych lub jednoskładnikowych, ale także złożonych wielowarstwowych, w których połączono ze sobą powłoki o różnych własnościach, z których każda ma do spełnienia odpowiednie zadanie, a najkorzystniej gradientowych ciągłych lub skokowych, o stopniowej lub ciągłej zmianie jednego lub kilku składników w kierunku od podłoża do powierzchni zewnętrznej, uzyskiwanych m.in. w procesie PVD. Odpowiedni dobór materiału podłoża wielostrzowych płytek skrawających oraz wieloskładnikowych powłok, w tym na węglkach spiekanych oraz ceramice azotkowej i sialonowej zapewnia ich oczekiwane własności użytkowe. Kształtowanie właściwej struktury powłok zapewnia im oczekiwane własności mechaniczne i eksploatacyjne.

Chropowatość<sup>10)</sup> analizowanych powłok określona przez parametr  $Ra$  zawiera się w przedziale 0,15-0,82  $\mu\text{m}$  i jest zdecydowanie wyższa niż w przypadku powierzchni materiału niepokrywanego. Parametr chropowatości  $Ra$  badanych podłoży wynosi 0,06  $\mu\text{m}$ . Najwyższy wzrost chropowatości następuje w przypadku powłoki CVD typu  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$  dla której wartość parametru  $Ra$  wynosi 0,82  $\mu\text{m}$ . Jest to związane z występowaniem fazy  $\text{Al}_2\text{O}_3$

---

<sup>10)</sup> Pomiary chropowatości powierzchni polerowanych próbek ze spiekanych materiałów narzędziowych bez powłok oraz pokrytych powłokami wykonano na profilografometrze Surtronic 3+ firmy Taylor Hobson, natomiast pomiary chropowatości powierzchni zeliwa szarego po technologicznej próbie skrawania ostrzami bez powłok oraz pokrytych powłokami dokonano na profilografometrze Diavite Compact firmy Asmeo AG. Przyjęto długość pomiarową  $L_c = 0,8$  mm oraz dokładność pomiaru  $\pm 0,02$   $\mu\text{m}$ . Jako wielkość opisującą chropowatość powierzchni przyjęto parametr  $Ra$  wg normy PN-EN ISO 4287:1999.

w postaci wielościennych kryształów. Zbliżone wartości parametru  $Ra$  dla powłok zawierających tlenek aluminium podano w pracy [186]. Spośród powłok naniesionych metodą PVD najmniejszą chropowatość powierzchni wykazuje nanokrystaliczna powłoka (Al,Ti)N, dla której parametr  $Ra$  wynosi 0,15  $\mu\text{m}$ , natomiast w przypadku powłok otrzymanych w procesie CVD najniższą wartość parametru  $Ra = 0,13 \mu\text{m}$  wykazuje powłoka TiN+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiN (rys. 5.1) [86, 87]. Wzrost chropowatości badanych powłok związany jest z charakterystyczną topografią powierzchni tych materiałów, omówioną w poprzednim rozdziale niniejszej książki.



**Rysunek 5.1.** Zbiorcze zestawienie wartości parametrów chropowatości  $Ra$  powierzchni powłok naniesionych na ceramikę narzędziową [86-88]

Wysoka odporność na ścieranie, a zarazem dobre własności skrawne badanych narzędzi skrawających z powłokami naniesionymi metodą PVD i CVD wynikają z podwyższenia twardości<sup>11)</sup> na powierzchni materiałów skrawających pokrytych powłokami. Mikrotwardość sialonowej oraz azotkowej ceramiki narzędziowej wynosi odpowiednio  $2035 \pm 124$  HV oraz  $1850 \pm 112$  HV. Naniesienie powłok metodami zarówno PVD jak i CVD powoduje znaczny wzrost mikrotwardości powierzchni badanych płytek wielostrzowych. Największą mikrotwardość  $3600 \pm 235$  HV wykazują powłoki (Al,Ti)N oraz  $3592 \pm 215$  HV powłoki wielowarstwowe TiN+multi(Ti,Al,Si)N+TiN, co stanowi blisko 100% wzrostu twardości warstwy wierzchniej w stosunku do twardości materiału niepokrywanego. Twardość badanych systemów pokryć determinuje ich odporność na ścieranie, co najbardziej zostało uwidocznione w przypadku powłoki TiN+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – najtwardszej wśród powłok nanoszonych metodą CVD o mikrotwardości równej  $3320 \pm 323$  HV, przyczyniając się jednocześnie przez to do zmniejszenia intensywności zużycia ostrza narzędzi skrawających podczas skrawania (rys. 5.2) [86, 87].

Wartość obciążenia krytycznego  $L_c$  będącego miarą przyczepności<sup>12)</sup> powłok nanoszonych metodami PVD i CVD do podłoża z węglków spiekanych i ceramiki narzędziowej ustalono

---

<sup>11)</sup> Pomiarów twardości dokonano metodą Vickersa. Twardość pokrywanych podłoży ze spiekanych materiałów narzędziowych zbadano wykorzystując klasyczną metodę Vickersa, przy obciążeniu 3 N zgodnie z normą PN-EN ISO 6507-1:2007. Badania mikrotwardości powłok wykonano dynamiczną metodą Vickersa, w trybie obciążenie-odciążenie (j. ang. *load-unload*), w którym diamentowy węgłbnik obciążany jest zadaną siłą, która jest utrzymywana przez 10 s, po czym następuje odciążenie. Istotą badania jest pomiar głębokości odcisku, która nie przekracza dziesiątych części mikrometra, a zadane obciążenie nie przekracza 0,5 N, co eliminuje wpływ podłoża na wynik pomiaru twardości powłoki. Twardość dynamiczna wyznaczana jest wg zależności [14]:

$$DH = \alpha \cdot \frac{P}{D^2}$$

gdzie:

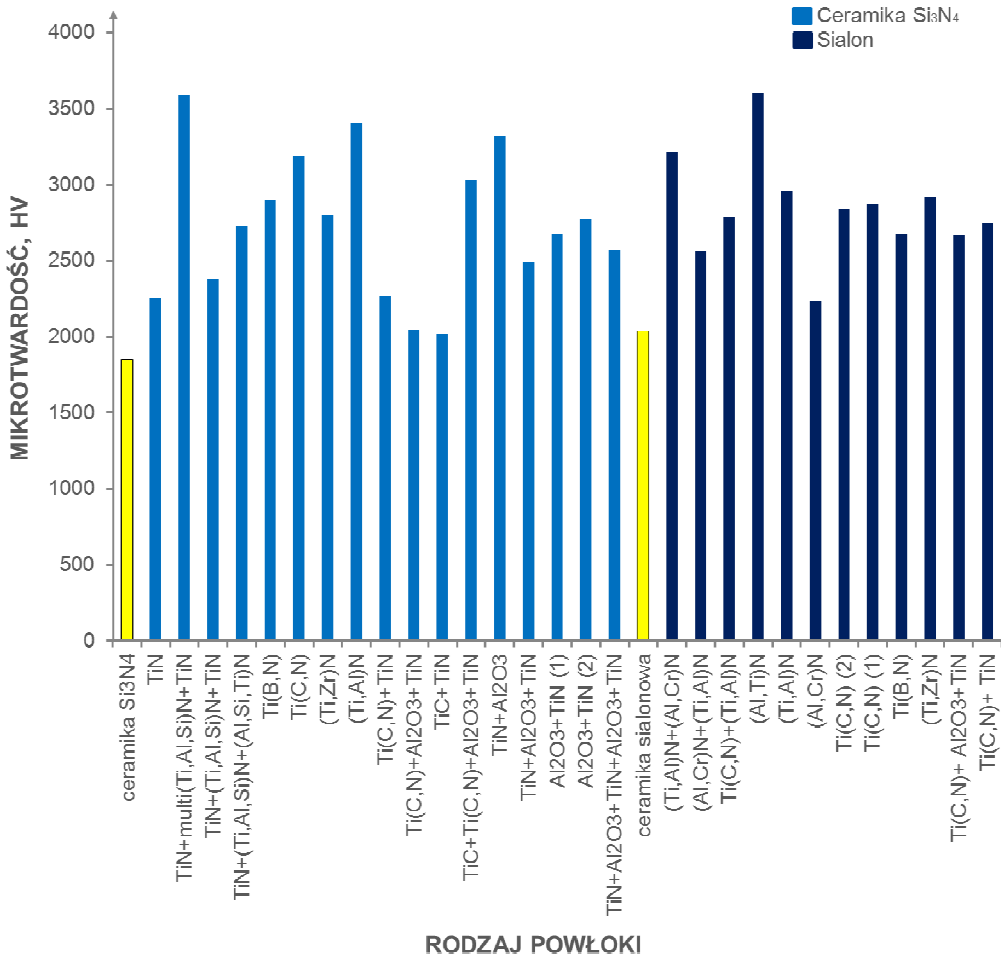
$\alpha$  – stała ujmująca wpływ kształtu węgłbnika, dla Vickersa  $\alpha = 3,8584$ ,

$P$  – zadane obciążenie, mN,

$D$  – głębokość odcisku,  $\mu\text{m}$ .

W trakcie pomiaru twardości dynamiczną metodą Vickersa wykonanym na ultramikrotwardościomierzu DUH 202 firmy Shimadzu można zaobserwować zmiany odkształcenia plastycznego i sprężystego badanego materiału w czasie obciążania i odciążania węgłbnika. Precyzyjny układ pomiarowy urządzenia pozwala rejestrować głębokość tworzonego odcisku.

<sup>12)</sup> Przyczepność powłok do podłoża oceniono na podstawie badania metodą zarysowania na urządzeniu Revetest firmy CSEM. Metoda ta polega na przesuwaniu diamentowego węgłbnika Rockwell C po



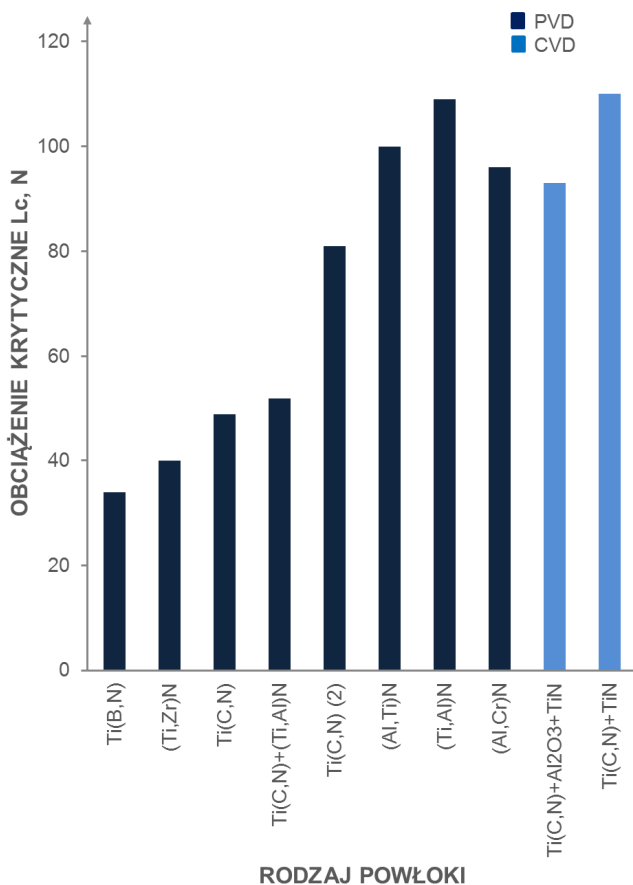
**Rysunek 5.2.** Zbiorcze zestawienie wartości mikrotwardości powłok naniesionych na ceramikę narzędziową [86-88]

powierzchni badanej próbki ze stałą prędkością przy liniowo wzrastającej sile obciążającej. Zastosowano następujące warunki badania:

- zakres stosowanego obciążenia do 100 N,
- szybkość przyrostu obciążenia 100 N/min,
- prędkość przesuwu węgelnika 10 mm/min,
- czułość detektora emisji akustycznej 1.

Obciążenie krytyczne  $L_c$  przy którym następuje utrata przyczepności powłoki, określono na podstawie wartości emisji akustycznej rejestrowanej w trakcie pomiaru oraz obserwacji rys powstałych w trakcie próby scratch-testu. Obserwacji tych dokonano w mikroskopie świetlnym będącym na wyposażeniu urządzenia. Szczegółowych obserwacji powstałych uszkodzeń dokonano w skaningowym mikroskopie elektronowym DSM-940 firmy Opton przy napięciu przyspieszającym 20 kV.

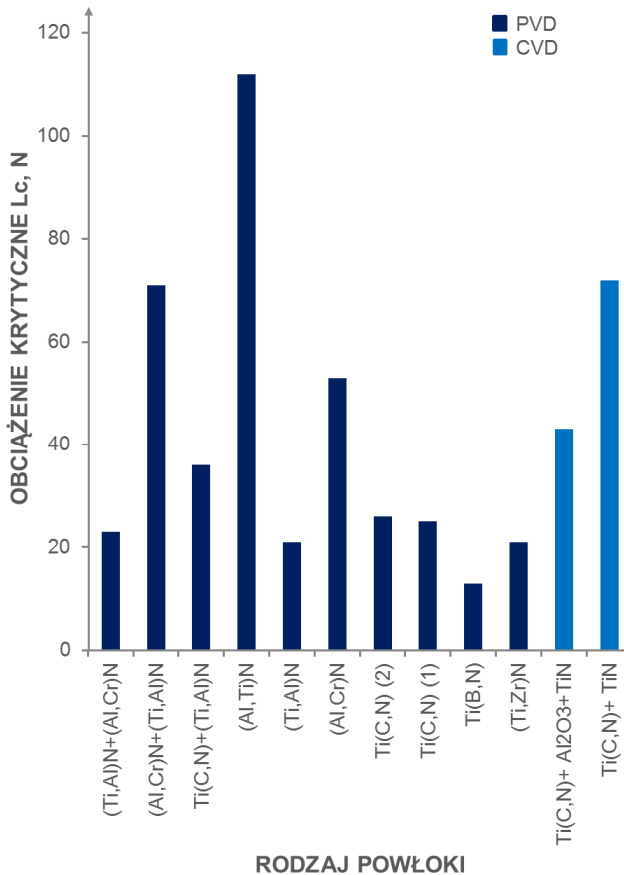
metodą zarysowania (j. ang. *scratch-test*). Obciążenie krytyczne ustalono jako odpowiadające przyrostowi emisji akustycznej wskazującej początek wykruszania się powłoki oraz dokonano weryfikacji na podstawie obserwacji metalograficznych w mikroskopie świetlnym sprzężonym z urządzeniem pomiarowym (rys. 5.3-5.8). W przypadku powłok naniesionych metodą PVD na węglkach spiekanych najlepszą przyczepność do podłoża wykazuje powłoka (Ti,Al)N, dla której wartość obciążenia krytycznego wynosi  $L_c = 109$  N, natomiast najslabszą przyczepnością do podłoża cechuje się powłoka Ti(B,N), gdzie  $L_c = 34$  N (rys. 5.3). Powłoki nanoszone metodą CVD na podłożu z węglików spiekanych wykazują obciążenie krytyczne  $L_c = 93$  N



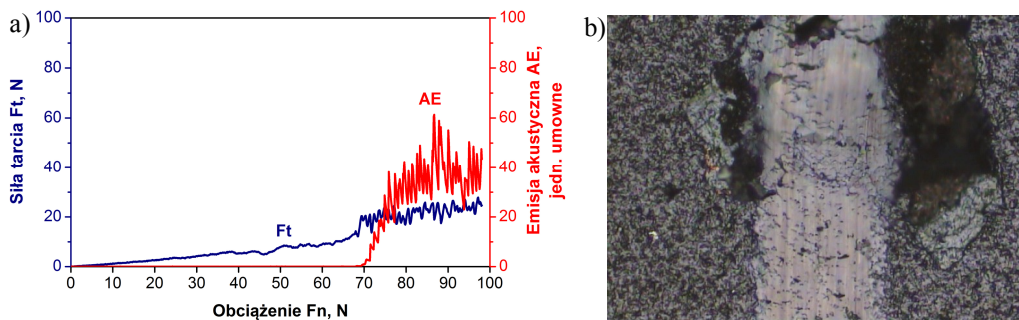
**Rysunek 5.3.** Zestawienie wartości obciążenia krytycznego  $L_c$  wyznaczonego w trakcie *scratch-testu* dla powłok naniesionych na węglkach spiekanych [87]

w przypadku powłoki  $Ti(C,N)+Al_2O_3+TiN$  (rys. 5.7) oraz  $L_c = 110$  N w przypadku powłoki  $Ti(C,N)+TiN$  [86, 87].

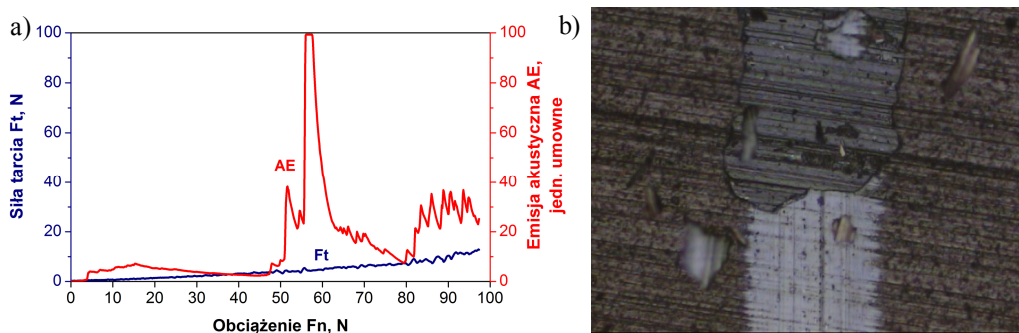
W przypadku powłok uzyskanych metodą PVD na ceramice sialonowej najwyższą wartość obciążenia krytycznego  $L_c = 112$  N wykazuje powłoka  $(Al,Ti)N$ , natomiast najmniejszą  $L_c = 13$  N powłoka  $Ti(B,N)$ . Należy podkreślić także, że wysoką wartość obciążenia krytycznego  $L_c = 53$  N do sialonowego podłoża wykazuje powłoka  $(Al,Cr)N$  oraz powłoka  $(Al,Cr)N+(Ti,Al)N$ , dla której obciążenie krytyczne wynosi 71 N. Obciążenie krytyczne w przypadku powłok uzyskanych metodą CVD na sialonach wynosi 43 i 72 N odpowiednio dla powłok  $Ti(C,N)+Al_2O_3+TiN$  i  $Ti(C,N)+TiN$  (rys. 5.3-5.8) [87].



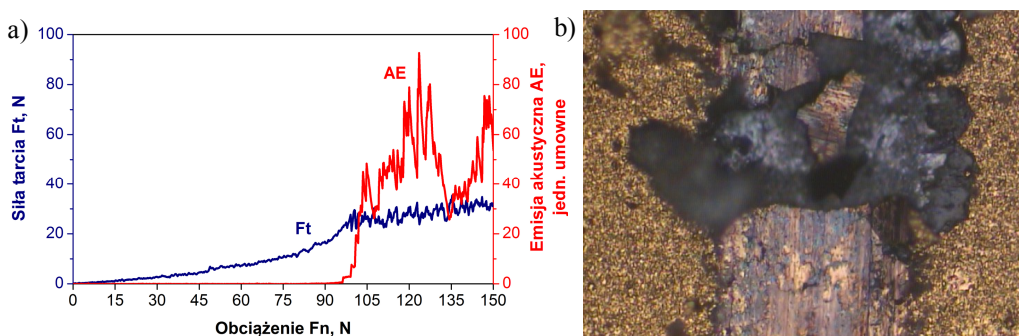
**Rysunek 5.4.** Zestawienie wartości obciążenia krytycznego  $L_c$  wyznaczonego w trakcie scratch-testu dla powłok naniesionych na sialonowej ceramice narzędziowej [87]



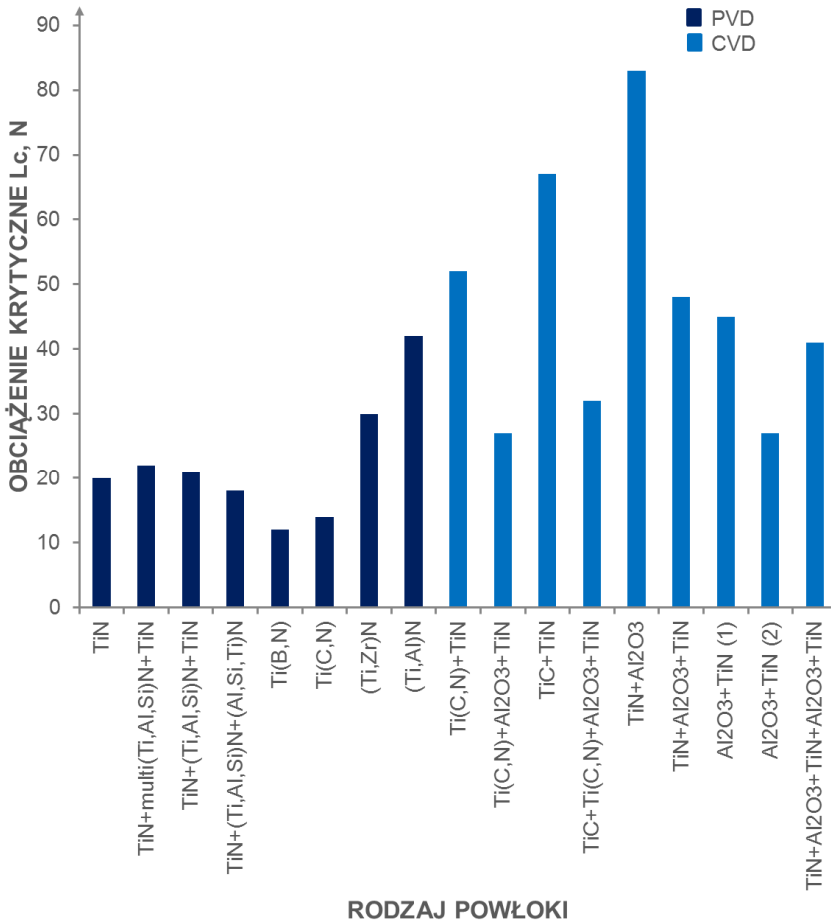
**Rysunek 5.5.** a) Wykres zależności siły tarcia  $F_t$  i emisji akustycznej AE od wielkości normalnej siły obciążającej dla powłoki  $(Al,Cr)N+(Ti,Al)N$  naniesionej na sialonowej ceramice narzędziowej; b) ślad węglnika przy obciążeniu krytycznym  $L_c$  (opt) = 71 N, pow. 200x [87]



**Rysunek 5.6.** a) Wykres zależności siły tarcia  $F_t$  i emisji akustycznej AE od wielkości normalnej siły obciążającej dla powłoki  $(Al,Cr)N$  naniesionej na sialonowej ceramice narzędziowej; b) ślad węglnika przy obciążeniu krytycznym  $L_c$  (opt) = 53 N, pow. 200x [87]



**Rysunek 5.7.** a) Wykres zależności siły tarcia  $F_t$  i emisji akustycznej AE od wielkości normalnej siły obciążającej dla powłoki  $Ti(C,N)+Al_2O_3+TiN$  naniesionej na węglkach spiekanych; b) ślad węglnika przy obciążeniu krytycznym  $L_c$  (opt) = 93 N, pow. 200x [87]



**Rysunek 5.8.** Zestawienie wartości obciążenia krytycznego  $L_c$  wyznaczonego w trakcie scratch-testu na podstawie emisji akustycznej (AE) dla powłok naniesionych na ceramikę azotkową  $Si_3N_4$  [86]

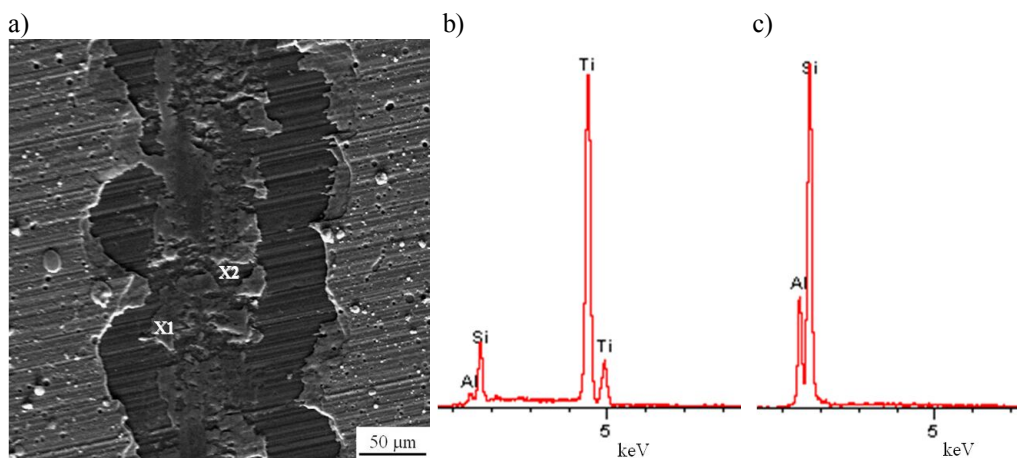
Powłoki naniesione metodą CVD, a w tym powłoka  $TiN+Al_2O_3$ , charakteryzują się bardzo dobrą przyczepnością do podłoża z ceramiki azotkowej w porównaniu z powłokami uzyskanymi metodą PVD. Wartość obciążenia krytycznego  $L_c$  (AE) dla powłok uzyskanych metodą PVD mieści się w granicach od 18 do 22 N, natomiast dla powłok naniesionych metodą CVD z uwzględnieniem płytek komercyjnych – w granicach od 26 do 83 N (rys. 5.8) [86].

Bardzo dobra przyczepność powłok naniesionych metodą PVD w szczególności do podłoża sialonowego oraz powłok uzyskanych metodą CVD do podłoża z ceramiki azotkowej  $Si_3N_4$



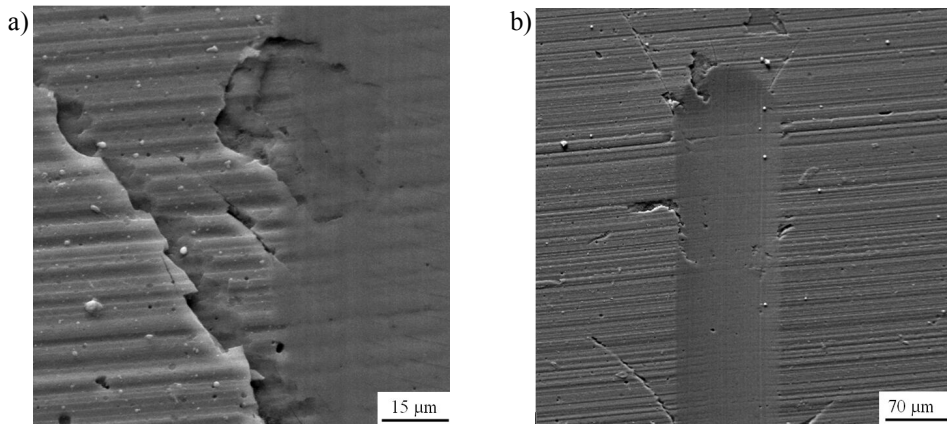
wynika z istnienia stref przejściowych na granicy podłoże-powłoka oraz na granicy pomiędzy dwoma warstwami, co wykazują badania w transmisyjnym mikroskopie elektronowym oraz w spektrometrze wyładowania jarzeniowego GDOS, przedstawione w poprzednim rozdziale niniejszej książki.

Identyfikacji uszkodzeń powłok powstałych w wyniku badań przyczepności metodą zarysowania dokonano na podstawie obserwacji w skaningowym mikroskopie elektronowym. W wyniku badań stwierdzono, że występują cztery rodzaje dominujących mechanizmów uszkodzeń, którym towarzyszą w mniejszym stopniu inne uszkodzenia. Zasadniczym mechanizmem uszkodzenia powłok występującym po przekroczeniu obciążenia krytycznego jest delaminacja jednostronna i obustronna, która dotyczy głównie powłok  $Ti(B,N)$ ,  $Ti(C,N)$  (1),  $Ti(C,N)$  (2),  $(Ti,Al)N$ ,  $(Al,Cr)N$ ,  $(Ti,Al)N+(Al,Cr)N$  i  $(Al,Cr)N+(Ti,Al)N$  (rys. 5.9). Delaminacja całkowita jest kolejnym dominującym mechanizmem uszkodzenia powłok typu  $Ti(C,N)$  (1) oraz  $Ti(C,N)$  (2) uzyskanych na podłożu z węglików spiekanych. Po przekroczeniu obciążenia krytycznego występuje wówczas delaminacja obustronna, która dopiero w miarę wzrostu obciążenia przechodzi w delaminację całkowitą. Ponadto we wszystkich powłokach uzyskanych na podłożu z węglików spiekanych wewnątrz rysy stwierdzono uszkodzenia wywołane rozciąganiem oraz wykruszenia jedno- i obustronne na obrzeżach rysy. Kolejnym mechanizmem uszkodzenia występującym w przypadku powłok typu  $(Ti,Zr)N$ ,  $Ti(C,N)+(Ti,Al)N$ ,

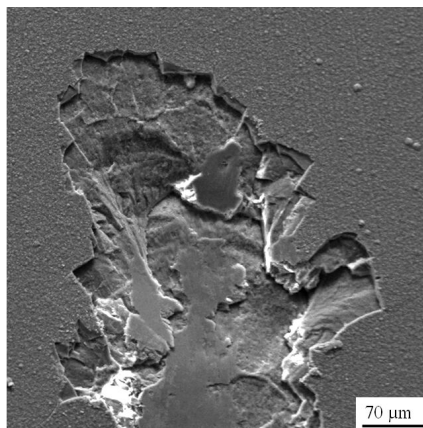


**Rysunek 5.9.** a) Ślad węglownika przy obciążeniu powyżej krytycznego powłoki  $Ti(C,N)$  (2) naniesionej na sialonowej ceramice narzędziowej oraz wykresy energii promieniowania rentgenowskiego z mikroobszaru: b) X1, c) X2 [87]

(Al,Ti)N oraz Ti(C,N)+TiN jest ścieranie, któremu towarzyszą pęknięcia kohezyjne powłok oraz drobne wykruszanie i złuszczenie (rys. 5.10). W przypadku powłok (Al,Ti)N oraz Ti(C,N)+TiN nawet przy maksymalnym obciążeniu, które wynosi odpowiednio 200 i 100 N nie nastąpiło zerwanie powłoki, a jedynie nieliczne uszkodzenia kohezyjne i drobne wykruszenia. Mechanizmem uszkodzenia dominującym w powłoce Ti(C,N)+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiN uzyskanej na ceramice sialonowej są rozległe wykruszenia i złuszczenia, które stwierdzono zaraz po przekroczeniu obciążenia krytycznego (rys. 5.11) [86].



**Rysunek 5.10.** Obraz uszkodzeń powstałych w wyniku badania scratch-test powłoki (Al,Ti)N naniesionej na sialonowej ceramice narzędziowej: a) charakterystyczne uszkodzenie, b) przy obciążeniu maksymalnym [87]



**Rysunek 5.11.** Obraz uszkodzeń powstałych w wyniku badania scratch-test powłoki Ti(C,N)+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiN naniesionej na sialonowej ceramice narzędziowej [87]

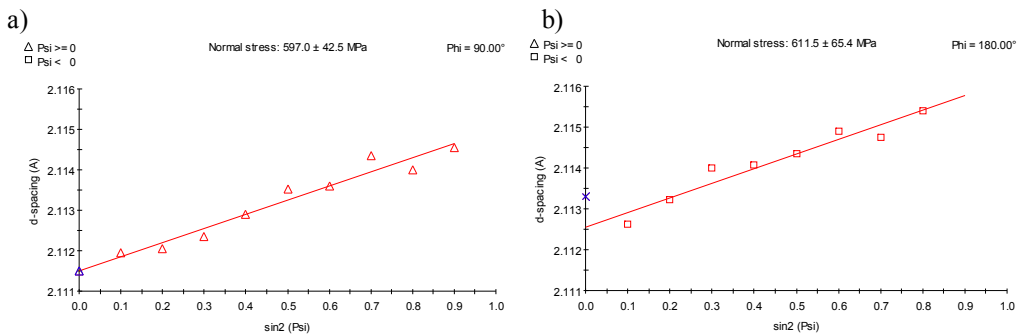
Wyniki pomiarów naprężeń własnych<sup>13)</sup> powłok naniesionych metodami PVD i CVD w warstwach zewnętrznych metodą  $\sin^2\psi$  przedstawiono w tablicy 5.1. Otrzymane wartości wskazują na występowanie rozciągających naprężeń wewnętrznych w powłoce (Ti,B)N oraz ściskających naprężeń wewnętrznych w powłokach Ti(C,N) i (Ti,Al)N uzyskanych na ceramice sialonowej. Analiza otrzymanych wartości naprężeń w przypadku powłoki Ti(C,N)+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiN uzyskanej metodą chemicznego osadzania z fazy gazowej CVD na ceramice sialonowej wykazała występowanie naprężeń rozciągających dla warstwy Ti(C,N) oraz ściskających dla warstwy Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. W przypadku powłok naniesionych metodą CVD na

**Tablica 5.1.** Wyniki średnie, odchylenia standardowe z pomiarów naprężeń badanych powłok na ceramice narzędziowej [88]

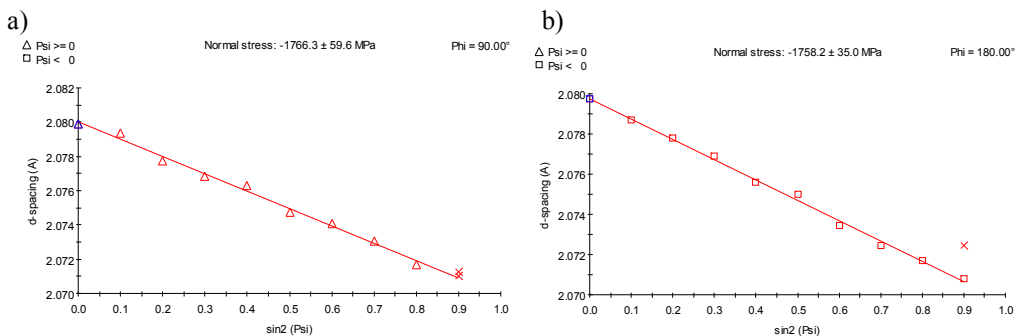
Powłoka	Podłoże	Naprężenia MPa	Odchylenie standardowe
Ti(B,N)	sialon	597,0 611,5	42,5 65,4
Ti(C,N) (1)	sialon	-1102,4 -1212,9	39,8 42,8
(Ti,Al)N	sialon	-1766,3 -1758,2	59,6 35,0
Ti(C,N)+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiN warstwa (Ti(C,N))	sialon	616,6 610,4	37,5 32,3
Ti(C,N)+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiN warstwa Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	sialon	-594,5 -573,3	41,8 42,1
Ti(C,N)+TiN	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	379 302	49,2 38,3
Ti(C,N)+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiN	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	299 327	71,4 56,7
TiC+TiN	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	616 589	73,4 45,3
TiN+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	590 625	85,1 77,8
TiN+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiN	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	1008 963	119,1 89,4
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiN (Iscar)	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	915 879	43,3 54,9
TiN+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiN+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiN	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	512 535	46,2 54,2

<sup>13)</sup> Makronaprężenia własne (mierzone w dwóch prostopadłych kierunkach) badanych powłok CVD i PVD określono metodą  $\sin^2\psi$  opierając się na firmowym programie X'Pert Stress Plus, który zawiera w formie bazy danych niezbędne do obliczeń wartości stałych materiałowych [88].

ceramikę azotkową  $\text{Si}_3\text{N}_4$  otrzymane wartości wskazują na występowanie rozciągających (dodatnich) naprężeń wewnętrznych w powłokach. Wielkość naprężeń własnych badanych powłok można przyjąć jako małą dla wartości do 500 MPa oraz średnią dla wartości około 1000 MPa w porównaniu z danymi uzyskanymi w innych pracach badawczych [167], w których naprężenia powłok naniesionych metodą CVD zawierają się w przedziale od 1000 do 6000 MPa. Wyniki przeprowadzonych badań makronaprężeń własnych analizowanych powłok wskazują na jakościową korelację pomiędzy wielkością naprężeń a twardością oraz przyczepnością. Wzrost naprężeń ściskających powoduje zwiększenie przyczepności i twardości powłok do materiału podłoża (rys. 5.12 i 5.13, tabl.5.1) [88].



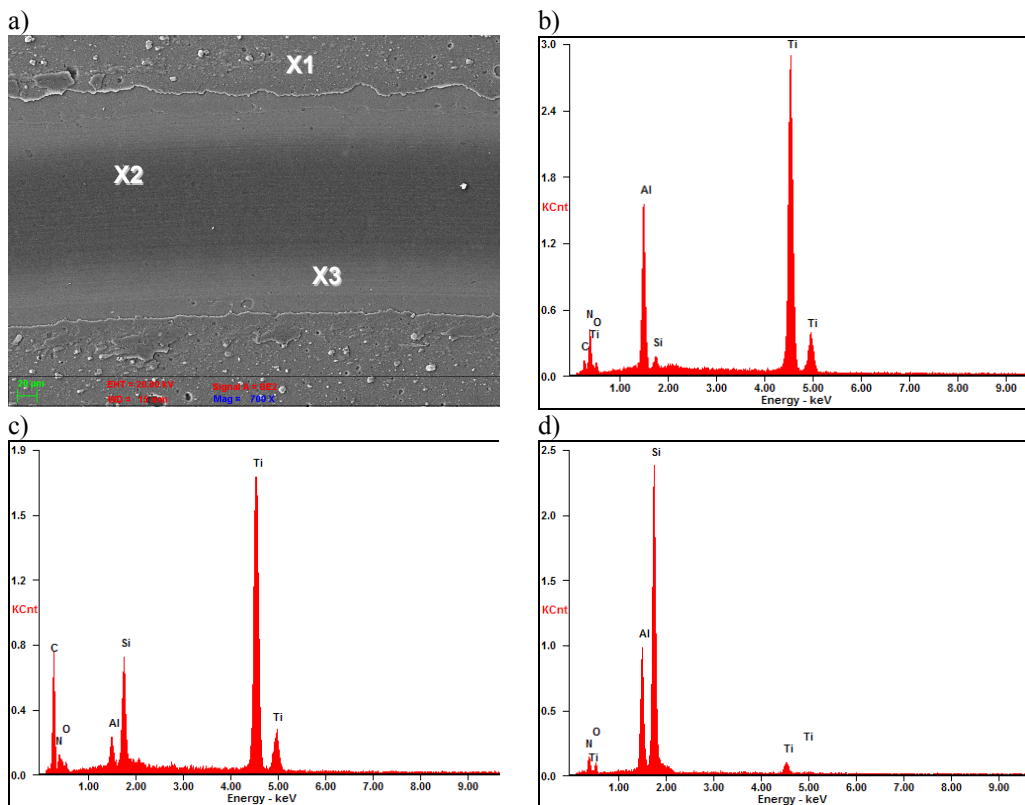
**Rysunek 5.12.** Zmiany wartości odległości międzyplaszczynowej  $d$  refleksu (200) powłoki (Ti,B)N uzyskanej w procesie PVD na podłożu z ceramiki s w funkcji  $\sin^2 \psi$  (pomiar naprężeń metodą  $\sin^2 \psi$ ); a) pomiar wzdłuż głównej krawędzi skrawającej, b) pomiar prostopadły do głównej krawędzi skrawającej [88]



**Rysunek 5.13.** Zmiany wartości odległości międzyplaszczynowej  $d$  refleksu (200) powłoki (Ti,Al)N uzyskanej w procesie PVD na podłożu z ceramiki s w funkcji  $\sin^2 \psi$  (pomiar naprężeń metodą  $\sin^2 \psi$ ); a) pomiar wzdłuż głównej krawędzi skrawającej, b) pomiar prostopadły do głównej krawędzi skrawającej [88]

## 5.2. Własności trybologiczne wieloskładnikowych powłok na węglkach spiekanych oraz ceramice azotkowej i sialonowej

W celu dokonania pełnej charakterystyki użytkowej i eksploatacyjnej badanych powłok PVD naniesionych na podłoże z ceramiki sialonowej, wykonano test odporności na zużycie ścierne powłok metodą „pin-on-disc”<sup>14)</sup>. Z wykonanych testów wynika, że powłoki naniesione



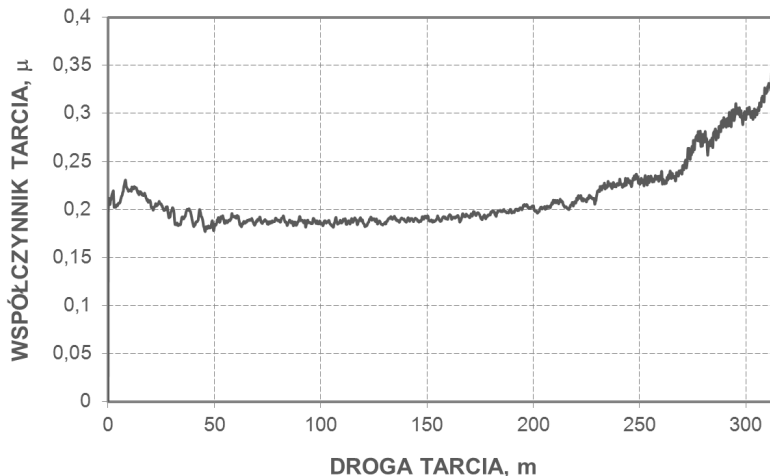
**Rysunek 5.14.** a) Ślad trybologicznego uszkodzenia na powierzchni powłoki  $Ti(C,N)+(Ti,Al)N$  naniesionej na podłoże z ceramiki sialonowej oraz wykresy energii promieniowania rentgenowskiego z mikroobszaru: b) X1, c) X2, d) X3 [88]

<sup>14)</sup> Badania odporności na zużycie ścierne oraz współczynnika tarcia badanych powłok metodą „pin-on-disc” wykonano na urządzeniu CSEM High Temperature Tribometer (THT), które jest bezpośrednio połączone z komputerem pozwalającym definiować wielkość obciążenia, szybkość rotacji, promień na próbce, maksymalny współczynnik tarcia, czas trwania testu. Jako przeciwpróbkę użyto kulkę z węglika wolframu WC o średnicy 6 mm. Badania wykonano w temperaturze pokojowej stosując następujące warunki testu: siła nacisku  $FN = 10$  N, prędkość przesuwu  $v = 0,1$  m/s, promień  $r = 5$  mm. Dla wszystkich badanych próbek ustalono tę samą liczbę cykli równą 10000.

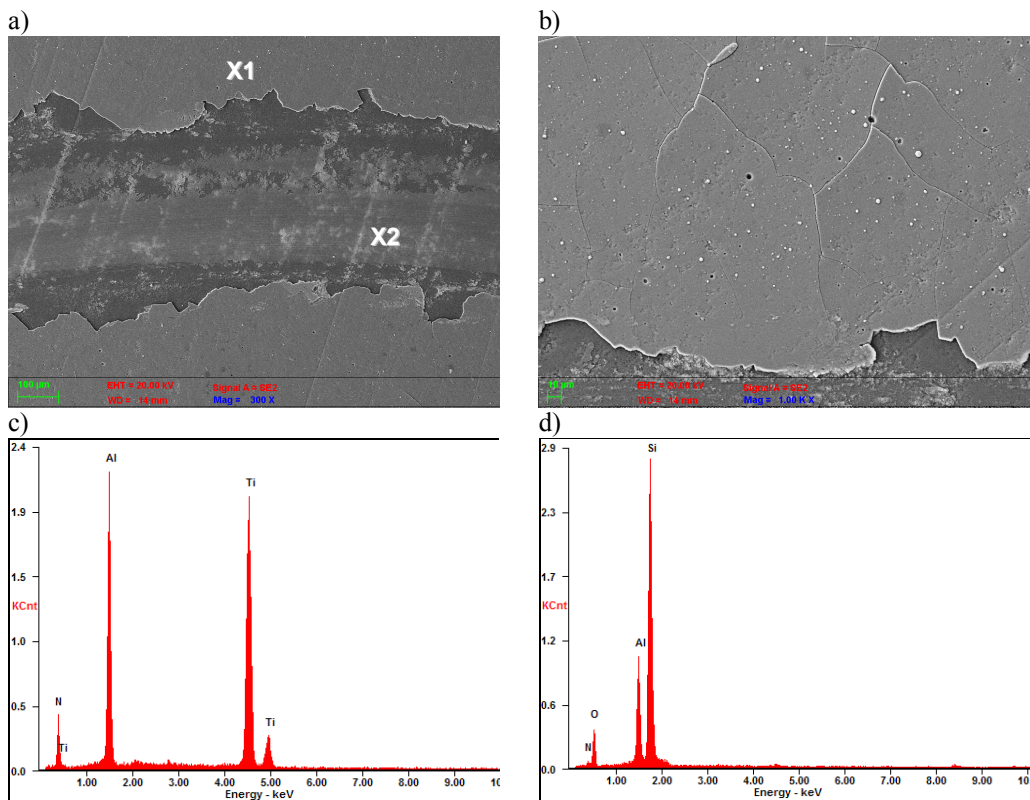
metodą CVD mają gorsze własności trybologiczne w porównaniu z powłokami osadzonymi technologią PVD. Prawie we wszystkich przypadkach badanych powłok występuje uszkodzenie powłok aż do strefy podłoża z ceramiki sialonowej. Uszkodzeniom tych powłok towarzyszy utrata przyczepności. Najczęstszymi mechanizmami zużycia powłok są wykruszenia i złuszczenia oraz częściowa delaminacja.

Bardzo dobre własności trybologiczne wykazują na podłożu z ceramiki sialonowej powłoki posiadające warstwy Ti(C,N), (Al,Cr)N oraz (Al,Ti)N, które nie ulegają uszkodzeniu lub powstałe uszkodzenia są niewielkie. Dla wszystkich badanych powłok naniesionych metodami PVD i CVD dochodzi do przywierania uszkodzonej powłoki oraz materiału zastosowanej przeciwpróbki, co ma bezpośredni wpływ na zmienne wartości współczynnika tarcia. Najbardziej materiał przeciwpróbki przylega do powłok (Al,Cr)N, (Ti,Al)N+(Al,Cr)N. W wyniku analizy współczynnika tarcia, uzyskanego podczas przeprowadzonych testów odporności na ścieranie metodą „pin on disc” stwierdzono, że najniższą wartością współczynnika tarcia w zakresie od 0,2 do 0,3 cechują się powłoki z warstwą Ti(C,N) (rys. 5.14-5.19).

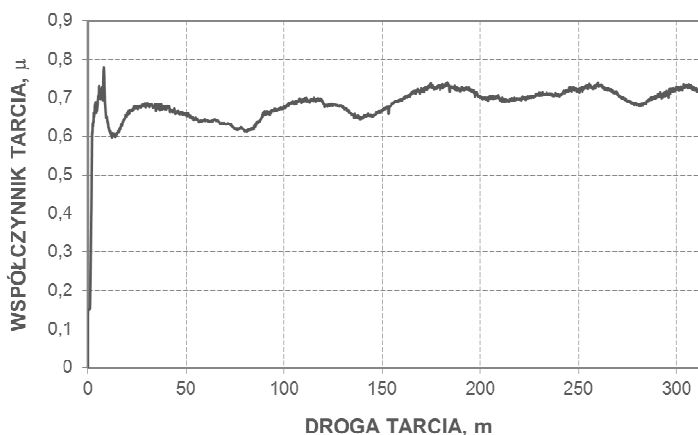
Z testów odporności na zużycie ściernie powłok osadzonych na ceramice azotkowej Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> wykonanych metodą „pin-on-disc” wynika natomiast, że powłoki naniesione metodą PVD mają gorsze własności trybologiczne w porównaniu z powłokami osadzonymi technologią



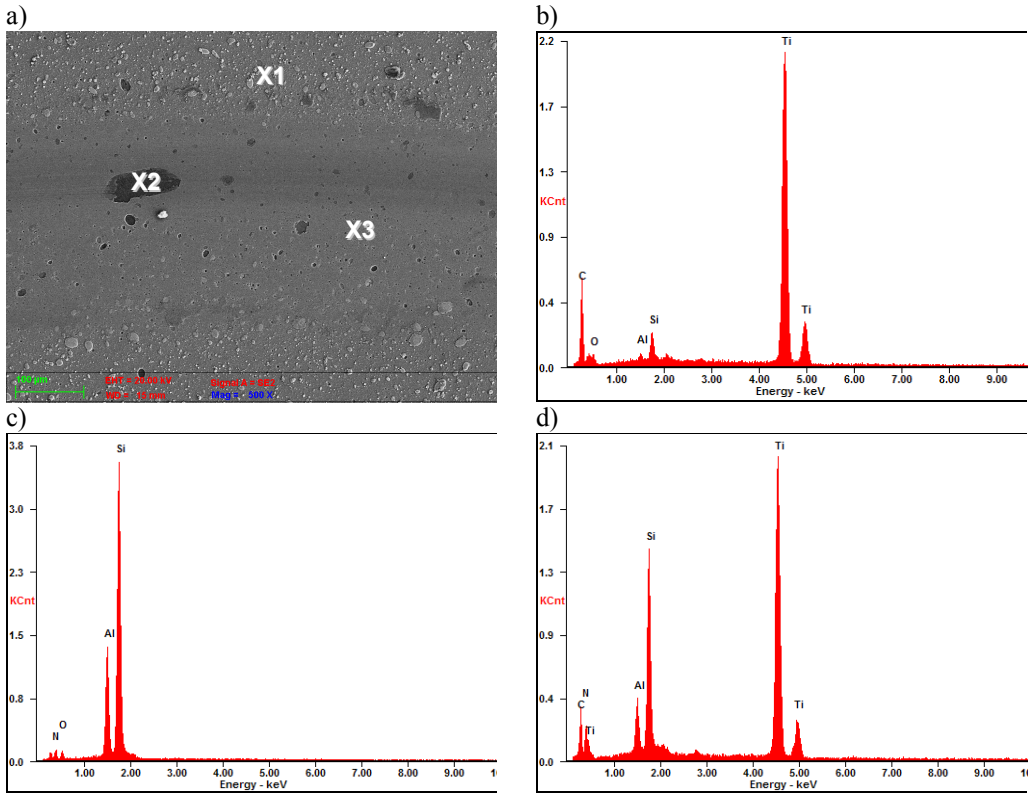
**Rysunek 5.15.** Wykres współczynnika tarcia w zależności od drogi tarcia podczas testu „pin-on-disc” dla powłoki Ti(C,N)+(Ti,Al)N naniesionej na podłożu z ceramiki sialonowej [88]



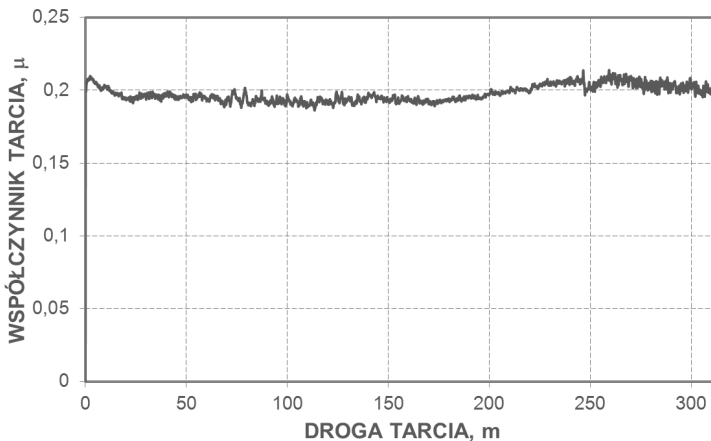
*Rysunek 5.16. a), b) Ślad trybologicznego uszkodzenia na powierzchni powłoki (Ti,Al)N naniesionej na podłoże z ceramiki sialonowej oraz wykresy energii promieniowania rentgenowskiego z mikroobszaru: c) X1, d) X2 [88]*



*Rysunek 5.17. Wykres współczynnika tarcia w zależności od drogi tarcia podczas testu „pin-on-disc” dla powłoki (Ti,Al)N naniesionej na podłoże z ceramiki sialonowej [88]*

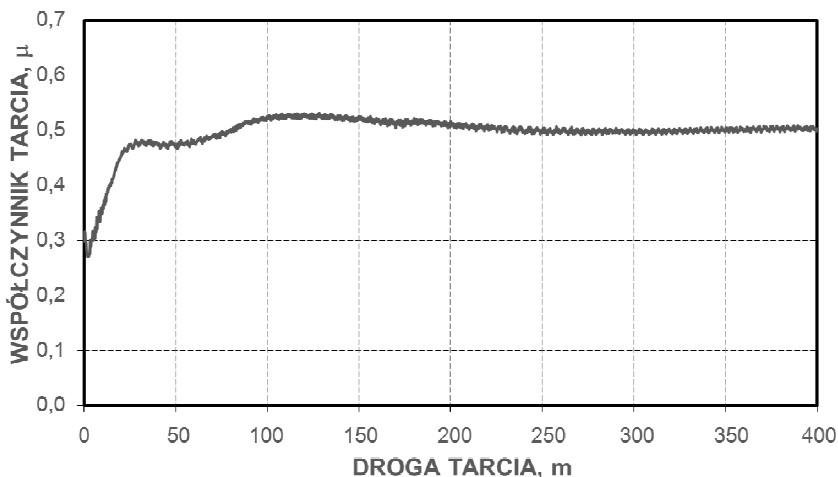


**Rysunek 5.18.** a) Ślad trybologicznego uszkodzenia na powierzchni powłoki Ti(C,N) naniesionej na podłoże z ceramiki sialonowej oraz wykresy energii promieniowania rentgenowskiego z mikroobszaru: b) X1, c) X2, d) X3 [88]



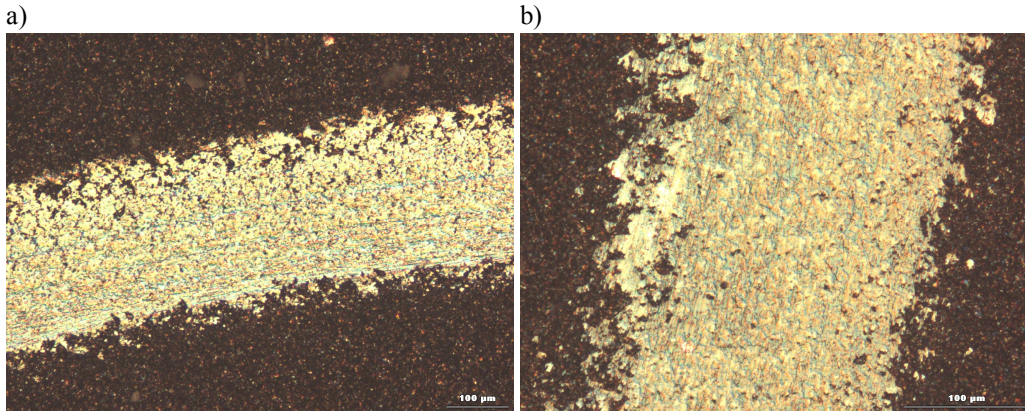
**Rysunek 5.19.** Wykres współczynnika tarcia w zależności od drogi tarcia podczas testu „pin-on-disc” dla powłoki Ti(C,N) naniesionej na podłoże z ceramiki sialonowej [88]





**Rysunek 5.20.** Wykres współczynnika tarcia w zależności od drogi tarcia podczas testu „pin-on-disc” dla powłoki  $TiN+Al_2O_3$  naniesionej na podłoże z ceramiki azotkowej  $Si_3N_4$  [86]

CVD. Prawie we wszystkich przypadkach następuje uszkodzenie powłok aż do strefy podłoża z ceramiki azotkowej  $Si_3N_4$ . Towarzyszą temu liczne uszkodzenia powłok. W przypadku powłok otrzymanych metodą PVD zmierzono stosunkowo wysokie wartości mikrotwardości. Własności tej przypisywano wcześniej główny wpływ na odporność na ścieranie. Mikrotwardość powłok naniesionych metodą CVD oraz powłok komercyjnych złożonych z warstw  $Al_2O_3$  i TiN, wykazuje największe różnice. Pomimo tego powłoki naniesione metodą CVD mają stosunkowo dobre własności trybologiczne, o czym świadczą także osiągnięte wysokie (do 25000) liczby cykli obciążenia. Powłoka  $Ti(C,N)+Al_2O_3+TiN$  wykazuje przy tym sposobie obciążenia dużą odporność na ścieranie. Chociaż jej mikrotwardość nie osiąga wartości przyjętych jako wystarczające dla tych systemów powłok, podczas obciążenia 25000 cykli nie następuje jej uszkodzenie aż do materiału podłoża. Bardzo dobre własności trybologiczne wykazuje także powłoka  $TiN+Al_2O_3$ , która również nie ulega uszkodzeniu. W trakcie analizy trybologicznej bardzo trudne jest ustalenie rozmiaru uszkodzeń, zwłaszcza w przypadku powłok, które nie ulegają uszkodzeniu aż do materiału podłoża. Podczas obserwacji za pomocą mikroskopu świetlnego, w śladzie uszkodzenia trybologicznego przylegające cząstki zniszczonej powłoki lub cząstki przeciwpróbki ujawniają się jako defekty sięgające aż do materiału podłoża, z którego to powodu analiza zostaje wstrzymana przedwcześnie. W przypadku powłok komercyjnych, na ceramice azotkowej uszkodzenie



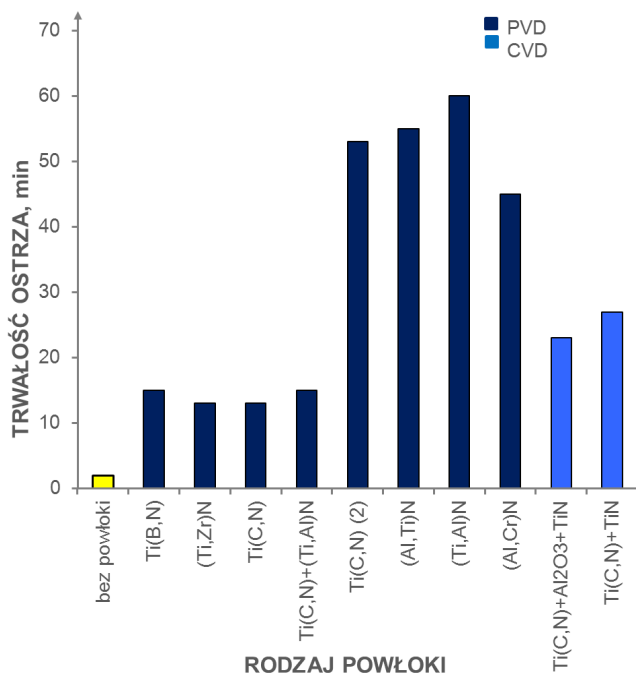
**Rysunek 5.21.** Ślad trybologicznego uszkodzenia na powierzchni powłoki  $TiN+Al_2O_3$  naniesionej na podłoże z ceramiki azotkowej  $Si_3N_4$ , liczba cykli 13 000 [86]

warstwy aż do materiału podłoża następuje tylko dla powłoki  $TiN+Al_2O_3+TiN$ . Uszkodzenie to zainicjowane jest po stosunkowo dużej liczbie cykli, które w przypadku pozostałych powłok tej serii są o około połowę mniejsze. Z tego punktu widzenia uważać można tę serię płytek za odporną na ścieranie. Ogólnie, za powłoki najbardziej odporne na ścieranie można uważać powłoki naniesione metodą CVD, przede wszystkim  $Ti(C,N)+Al_2O_3+TiN$  i  $TiN+Al_2O_3$  (rys. 5.20, 5.21) [86, 88].

### 5.3. Własności skrawne wieloskładnikowych powłok na węglkach spiekanych oraz ceramice azotkowej i sialonowej

Charakterystykę użytkową badanych powłok uzyskanych na badanych ostrzach skrawających dokonano w oparciu o technologiczne próby ciągłego toczenia żeliwa szarego bez użycia obróbkowych cieczy chłodząco-smarujących. Do celów porównawczych wykonano także próby toczenia płytkami wielostrzowymi niepokrywanymi. Trwałość ostrza określono jako czas skrawania  $T$  wyrażony w minutach niezbędny do osiągnięcia założonego kryterium zużycia  $V/B = 0,2$  mm dla obróbki dokładnościowej. Technologiczne próby toczenia wykonano dla dwóch prędkości skrawania. Na początku wykonano testy skrawania dla wszystkich badanych ostrzy przy prędkości 170 m/min, a następnie dla wyselekcjonowanych próbek,

które wykazały najlepsze własności eksploatacyjne badanie powtórzono przy prędkości 425 m/min<sup>15)</sup>.

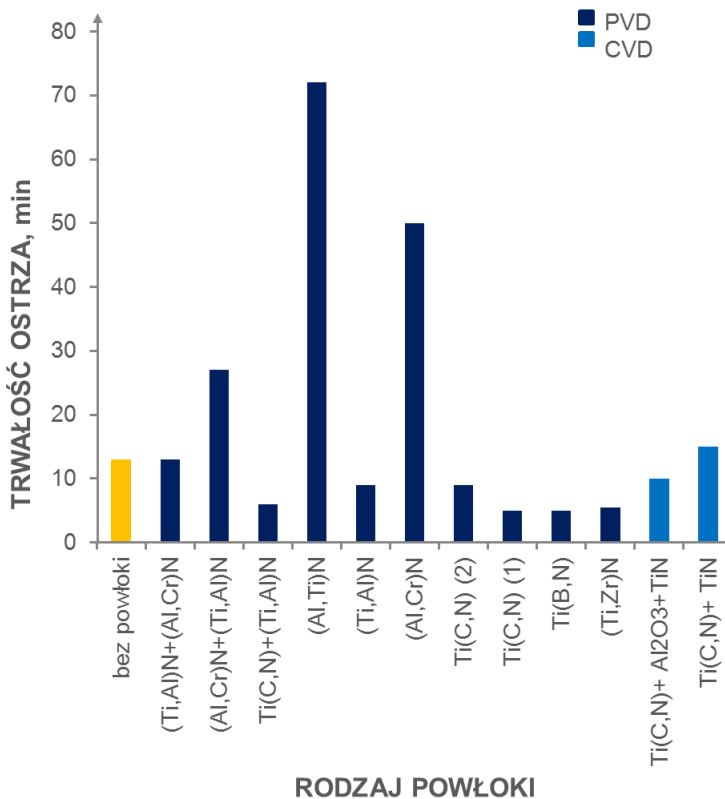


**Rysunek 5.22.** Zestawienie wartości trwałości ostrzy  $T$  z węglików spiekanych niepokrytych oraz pokrytych badanymi powłokami wyznaczonych w trakcie próby ciągłego toczenia żeliwa szarego, prędkość skrawania  $v_c = 170$  m/min [87]

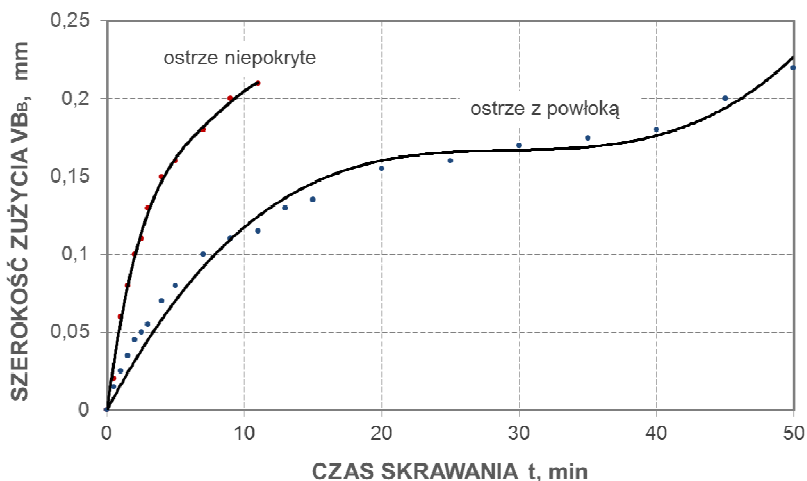
<sup>15)</sup> Badania skrawności płytek z ceramiki sialonowej niepokrytych i pokrytych powłokami PVD i CVD wykonano w oparciu o próbę ciągłego toczenia bez użycia cieczy obróbkowych chłodząco-smarujących na tokarce TUR 630M. Skrawaniu w temperaturze pokojowej poddano żeliwo szare EN-GJL-250 o twardości ok. 215 HB. Próby ciągłego toczenia przeprowadzono na płytkach wielostrzowych typu SNGN 120412 mocowanych w uniwersalnym uchwycie tokarskim, który pozwala na zachowanie cech geometrycznych płytki skrawającej. Technologiczne próby toczenia wykonano przyjmując następujące warunki skrawania: posuw  $f = 0,2$  mm/obr., głębokość toczenia  $a_p = 1$  mm, prędkość skrawania  $v_c = 180$  m/min oraz  $v_c = 425$  m/min. Trwałość badanych płytek określono na podstawie pomiarów szerokości pasma zużycia na powierzchni przyłożenia. Pomiaru średniej szerokości pasma zużycia  $VB$  oraz maksymalnej szerokości pasma zużycia  $VB_{max}$  dokonano z użyciem mikroskopu świetlnego Carl Zeiss Jena. Próby skrawania przerywano, gdy przekroczone zostało założone kryterium zużycia dla obróbki wykończającej  $VB = 0,2$  mm. Obserwacji zużycia powierzchni przyłożenia i natarcia płytek skrawających dokonano przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego Zeiss Supra 35. Analizy składu chemicznego w mikroobszarach wykonano metodą EDS. Otrzymane wyniki badań przedstawiono w formie wykresów zależności pasma zużycia na powierzchni przyłożenia  $VB$  w funkcji czasu toczenia ciągłego. Trwałość ostrza określa czas  $T$  [min], po którym następuje przekroczenie wartości założonego kryterium  $VB = 0,2$  mm.

W wyniku badania stwierdzono, że największy wpływ na trwałość ostrza z węglików spiekanych  $T = 60$  min ma powłoka (Ti,Al)N oraz nieco mniejszy  $T = 55$  i  $53$  min odpowiednio powłoki (Al,Ti)N oraz Ti(C,N) (2). W przypadku węglików spiekanych wszystkie powłoki zwiększają trwałość ostrza gdyż trwałość narzędzia niepokrytego wynosi  $T = 2$  min, natomiast trwałość płytek o najniższej skrawności z powłokami (Ti,Zr)N i Ti(C,N) (1) wynosi  $T = 13$  min (rys. 5.22) [87].

W przypadku ostrzy z ceramiki sialonowej stwierdzono, że najwyższą trwałość eksploatacyjną  $T = 72$  min przy prędkości skrawania  $v_c = 170$  m/min uzyskano dla ostrza pokrytego powłoką (Al,Ti)N, natomiast najniższą trwałość ostrza  $T = 5$  min wykazują powłoki Ti(B,N) i Ti(C,N) (1). Trwałość ostrza z ceramiki sialonowej bez powłok dla tej samej prędkości

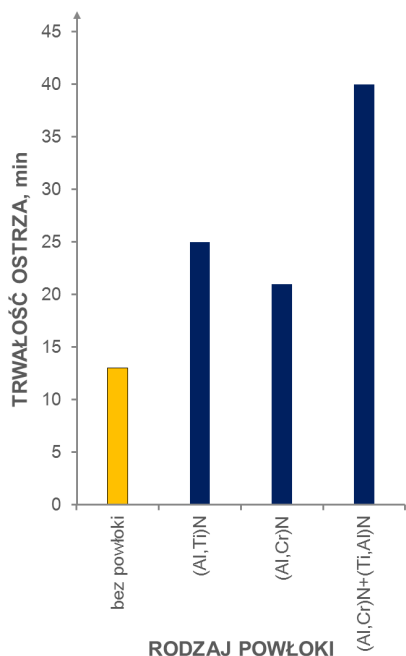


**Rysunek 5.23.** Zestawienie wartości trwałości ostrzy  $T$  ze sialonowej ceramiki narzędziowej niepokrytych oraz pokrytych badanymi powłokami wyznaczonych w trakcie próby ciągłego toczenia żeliwa szarego, prędkość skrawania  $v_c = 170$  m/min [87]

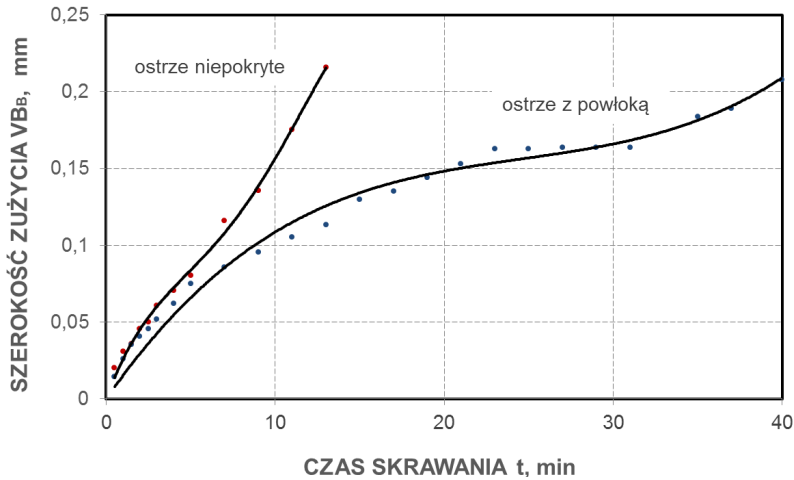


**Rysunek 5.24.** Wykres zależności pasma zużycia na powierzchni przyłożenia  $VB_B$  od czasu skrawania  $T$  dla ceramiki sialonowej z naniesioną powłoką  $(Al,Cr)N$ , prędkość skrawania  $v_c = 170$  m/min [87]

skrawania wynosi  $T = 11$  min ciągłego toczenia co pozwala stwierdzić, iż powłoki  $(Al,Ti)N$ ,  $(Al,Cr)N$ ,  $(Al,Cr)N+(Ti,Al)N$  oraz  $Ti(C,N)+TiN$  wpływają na zwiększenie trwałości ostrza sialonowego (rys. 5.23, 5.24) [87].



**Rysunek 5.25.** Zestawienie wartości trwałości ostrzy  $T$  ze sialonowej ceramiki narzędziowej niepokrytych oraz pokrytych badanymi powłokami wyznaczonych w trakcie próby ciągłego toczenia żeliwa szarego, prędkość skrawania  $v = 425$  m/min [88]

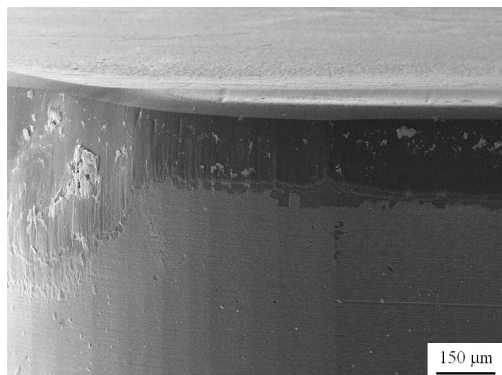


**Rysunek 5.26.** Wykres zależności pasma zużycia na powierzchni przyłożenia  $VB_B$  od czasu skrawania  $T$  dla ceramiki sialonowej z naniesioną powłoką  $(Al,Cr)N$ , prędkość skrawania  $v_c = 425 \text{ m/min}$  [88]

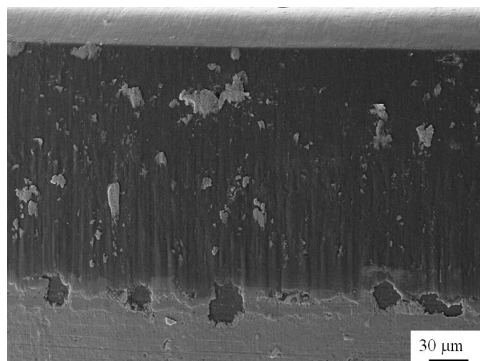
Badania trwałości eksploatacyjnej przy prędkości skrawania  $v_c = 425 \text{ m/min}$  wykonano dla ostrzy niepokrytych oraz pokrytych powłokami  $(Al,Ti)N$ ,  $(Al,Cr)N$  oraz  $(Al,Cr)N+(Ti,Al)N$ . W wyniku tych prób stwierdzono, że wszystkie badane powłoki wpływają na wzrost trwałości ostrza, a najwyższą trwałość  $T = 40 \text{ min}$  wykazały narzędzia pokryte powłoką  $(Al,Cr)N+(Ti,Al)N$ . Trwałość ostrza bez powłoki dla tej prędkości skrawania wynosi  $T = 13 \text{ min}$  (rys. 5.25, 5.26) [88].

W wyniku obserwacji metalograficznych w skaningowym mikroskopie elektronowym badanych płytek wieloostrowych stwierdzono, że narzędzia poddane próbie skrawania wykazują zużycie według mechanizmu ściernego i adhezyjnego. Stwierdzono złuszczenie się powłok  $Ti(B,N)$ ,  $(Ti,Zr)N$ ,  $Ti(C,N)$  (1),  $Ti(C,N)+(Ti,Al)N$  na podłożu z ceramiki sialonowej oraz rozległe wykruszenie powłok  $Ti(C,N)$  (2),  $(Ti,Al)N$  oraz  $(Ti,Al)N+(Al,Cr)N$ . Ponadto stwierdzono ograniczone tworzenie narostu materiału obrabianego (rys. 5.27-5.30) [87].

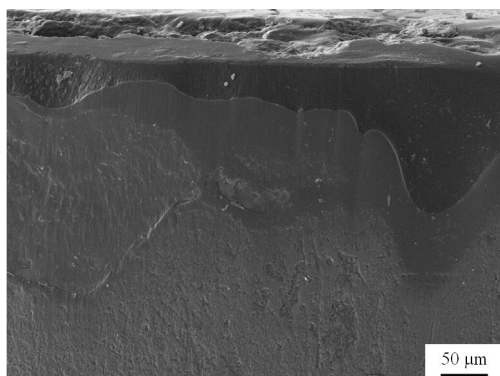
W wyniku przeprowadzonych prób toczenia żeliwa szarego ceramiką narzędziową  $Si_3N_4$  stwierdzono wyraźny przeciwzużyciowy wpływ obecności kombinacji powłok  $Al_2O_3+TiN$  oraz  $TiN+Al_2O_3$  na okres trwałości płytek skrawających. Na początku skrawano płytką  $Si_3N_4$  niepokrytą przy prędkości skrawania  $v_c = 400 \text{ m/min}$ , posuwie  $f = 0,2 \text{ mm/obr.}$ , głębokości skrawania  $a_p = 2,0 \text{ mm}$ , która kryterialne zużycie ostrza  $VB = 0,3 \text{ mm}$  dla obróbki



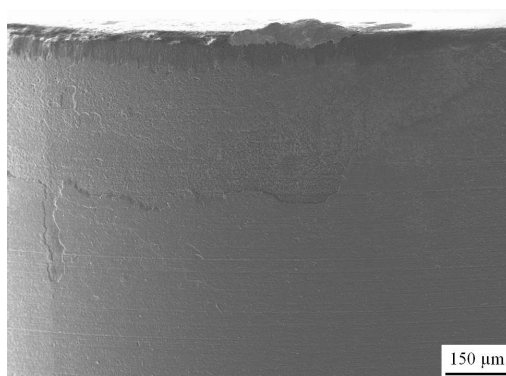
**Rysunek 5.27.** Obraz zużycia powierzchni przyłożenia sialonowej ceramiki narzędziowej pokrytej powłoką  $Ti(B,N)$ , czas skrawania 5 min [87]



**Rysunek 5.28.** Obraz zużycia powierzchni przyłożenia sialonowej ceramiki narzędziowej pokrytej powłoką  $(Ti,Zr)N$ , czas skrawania 5,5 min [87]



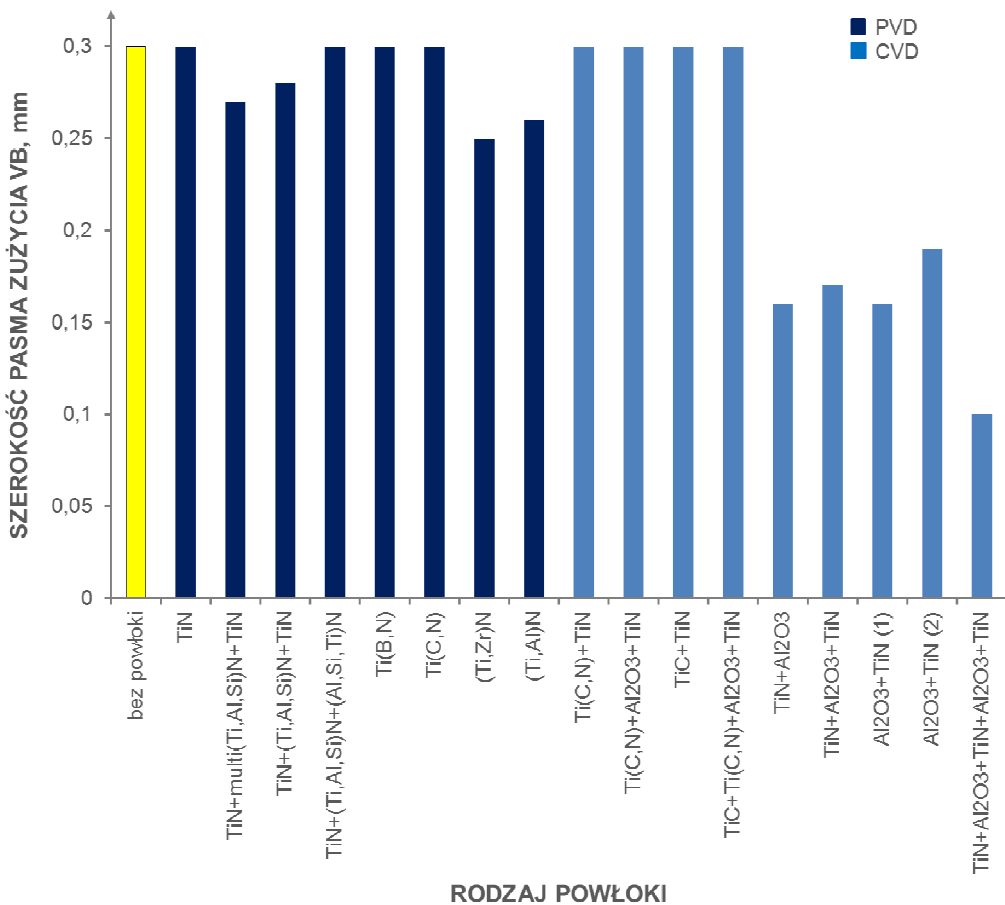
**Rysunek 5.29.** Obraz zużycia powierzchni przyłożenia sialonowej ceramiki narzędziowej pokrytej powłoką  $(Al,Cr)N$ , czas skrawania 50 min [87]



**Rysunek 5.30.** Obraz zużycia powierzchni przyłożenia sialonowej ceramiki narzędziowej pokrytej powłoką  $(Ti,Al)N+(Al,Cr)N$ , czas skrawania 13 min [87]

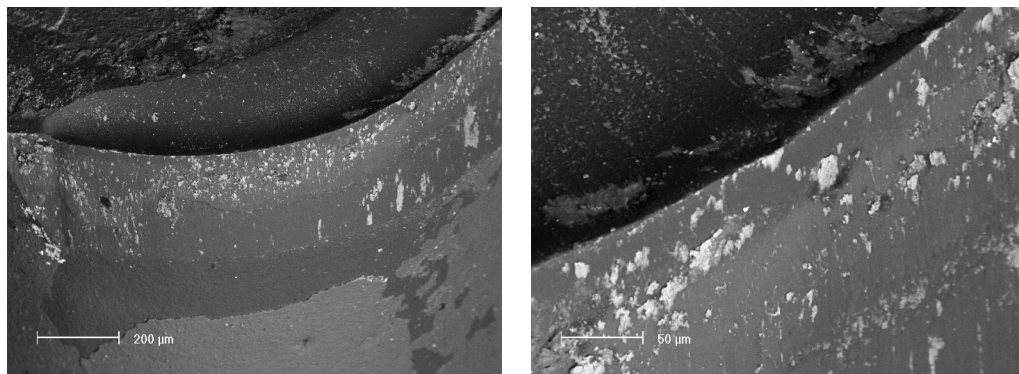
średniokładnej osiąga w 8 minucie ciągłego toczenia. Ten czas skrawania stanowi bazę porównawczą dla płytek ceramicznych pokrywanych powłokami naniesionymi metodą PVD i CVD. W przypadku płytek skrawających z naniesionymi powłokami PVD opartymi na warstwach TiN oraz TiAlSiN nie stwierdza się zwiększenia trwałości ostrza, gdyż zniszczenie ostrza następuje w tym samym czasie, co płytki niepokrytej. Jedynie wśród tej grupy badanych powłok nieznaczny wzrost trwałości ostrza wykazują powłoki  $(Ti,Al)N$  oraz  $(Ti,Zr)N$ . Z kolei wśród płytek z powłokami naniesionymi metodą CVD najdłuższy okres trwałości ostrza

podczas ciągłego toczenia odpowiada ceramice  $\text{Si}_3\text{N}_4$  z powłoką  $\text{TiN}+\text{Al}_2\text{O}_3$ , dla której szerokość pasma zużycia na powierzchni przyłożenia osiąga wartość  $V/B = 0,16$  mm. Najlepszą trwałość ostrza spośród badanych płytek wykazują płytki komercyjne z kombinacją warstw  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ , w przypadku których szerokości pasma zużycia na powierzchni przyłożenia są porównywalne z powłoką  $\text{TiN}+\text{Al}_2\text{O}_3$  i mieszczą się w przedziale  $V/B = 0,10-0,19$  mm po 8 minutach skrawania. Wszystkie badane płytki charakteryzują się równomiernym pasmem zużycia na powierzchni przyłożenia, co jest charakterystyczne dla tej grupy materiałów ceramicznych [15,18]. Podczas tej próby skrawania badane narzędzia wykazują zużycie zgodne z mechanizmem ściernym i adhezyjnym (rys. 5.31-5.33) [86].

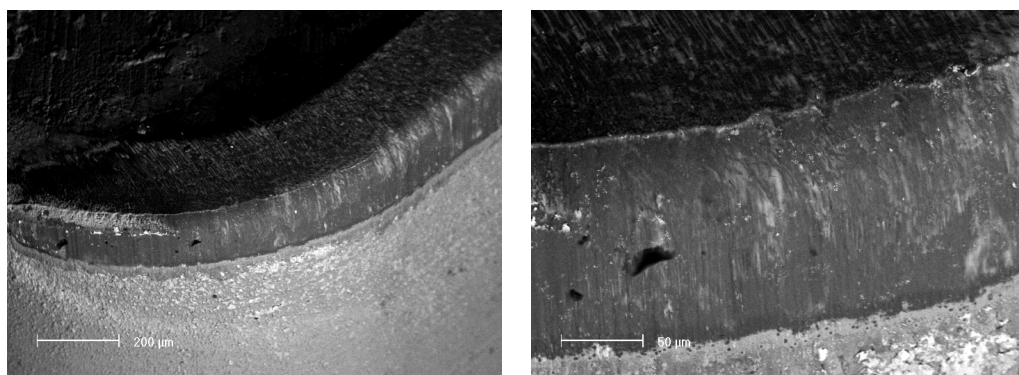


**Rysunek 5.31.** Zestawienie wartości trwałości ostrza  $V/B$  po 8 minutach skrawania żeliwa szarego EN-GJL-250 dla ceramiki azotkowej pokrytej i niepokrytej [86, 88]



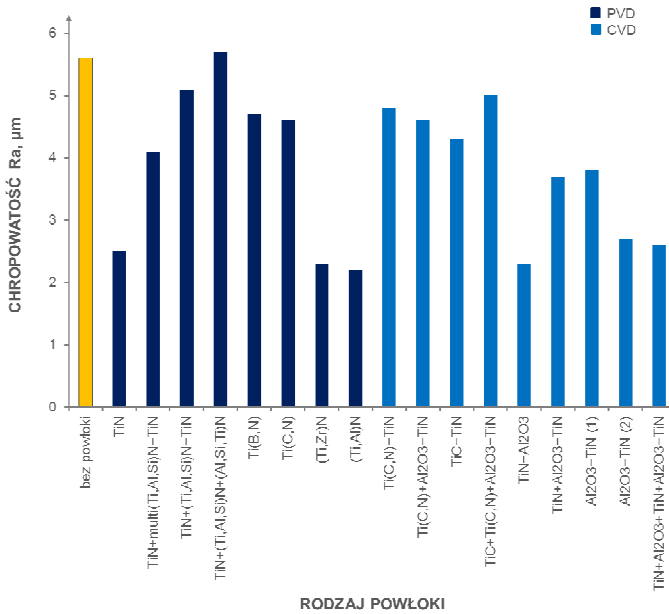


**Rysunek 5.32.** a) Obraz zużycia powierzchni przyłożenia ceramiki azotkowej  $Si_3N_4$ , z naniesioną powłoką  $TiN+TiAlSiN+TiN$ , b) szczegół z rys. a; czas skrawania 8 min [86]

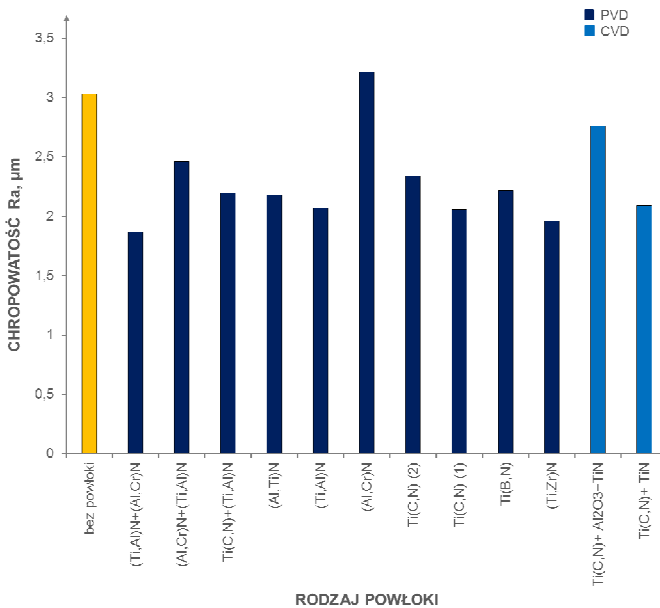


**Rysunek 5.33.** a) Obraz zużycia powierzchni przyłożenia ceramiki azotkowej  $Si_3N_4$ , z naniesioną powłoką  $Al_2O_3+TiN$  (2), b) szczegół z rys. a; czas skrawania 8 min [86]

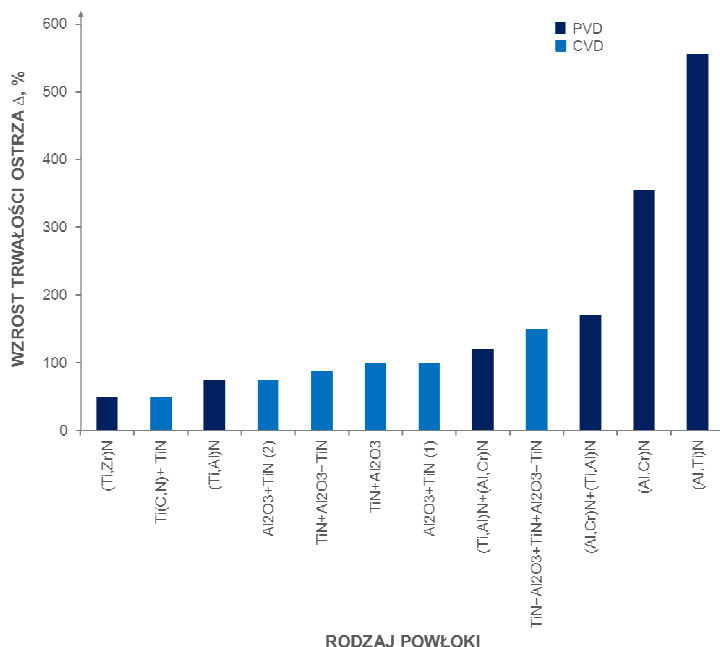
Jakość powierzchni żeliwa szarego po skrawaniu płytkami wielostrzowymi bez powłok oraz pokrytych badanymi powłokami określono na podstawie pomiaru średniego odchylenia profilu chropowatości  $Ra$  obrabianej powierzchni (rys. 5.34-5.36). W wyniku badań stwierdzono, że najmniejszą wartością parametru  $Ra = 1,96 \mu m$  charakteryzuje się powierzchnia żeliwa obrobiona płytką z ceramiki sialonowej z powłoką (Ti,Zr)N, natomiast największą  $Ra = 5,7 \mu m$  – obrobiona płytką  $Si_3N_4$  z powłoką  $TiN+(Ti,Al,Si)N+(Al,Si,Ti)N$  oraz ceramiką azotkową niepokrytą ( $Ra = 5,6 \mu m$ ). W większości przypadków skrawania narzędziami pokrytymi powłokami metodami PVD i CVD, w których stwierdzono wzrost trwałości ostrza skrawającego występuje również lepsza jakość obrabianej powierzchni (rys. 5.34, 5.35). Należy podkreślić, że powłoka (Al,Cr)N powoduje nieznaczne pogorszenie jakości powierzchni obrabianego żeliwa szarego [86, 87].



**Rysunek 5.34.** Zestawienie wartości parametrów chropowatości Ra powierzchni żeliwa szarego po skrawaniu ostrzami z sialonowej ceramiki narzędziowej niepokrytych oraz pokrytych badanymi powłokami [86-88]



**Rysunek 5.35.** Zestawienie wartości parametru chropowatości Ra obrobionej powierzchni żeliwa szarego EN-GJL-250 po 8 minutach skrawania ostrzami z ceramiki Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> [86]



**Rysunek 5.36.** Wzrost trwałości ostrzy ceramicznych ostrzy skrawających pokrywanych powłokami PVD i CVD w odniesieniu do narzędzi niepokrytych [86-88]

Badania trwałości eksploatacyjnej pozwoliły wyselekcjonować powłoki o najlepszych własnościach skrawanych:

- Ti(C,N) (2), (Ti,Al)N, (Al,Cr)N, (Al,Ti)N naniesione na podłoże z węglików spiekanych,
- (Al,Ti)N, (Al,Cr)N, (Al,Cr)N+(Ti,Al)N i T(C,N)+TiN naniesione na ceramikę sialonową oraz
- (Ti,Zr)N, (Ti,Al)N, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiN (1), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiN (2), TiN+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiN, TiN+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiN+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiN+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiN naniesione na ceramikę azotkową,

wykazując najlepszą skrawność, co koreluje z ich wysoką przyczepnością do podłoża oraz wysoką twardością. Wymienione powłoki powodują wzrost trwałości ostrza skrawającego nawet do 550% i z tego powodu powłoki te kwalifikują się do szerokich zastosowań przemysłowych na ceramicznych narzędziach skrawających (rys. 5.36).