

**Wielowarstwowe twarde powłoki na bazie azotku chromu
z dodatkiem węgla w zastosowaniu
do narzędzi do obróbki drewna**

Adam Gilewicz

Politechnika Koszalińska
w Koszalinie
Instytut Mechatroniki, Nanotechnologii
i Techniki Próżniowej

Promotor: prof. nadzw. dr hab. Jerzy Ratajski

Rozprawa doktorska przedłożona
Radzie Naukowej
Wydziału Mechanicznego Politechniki Koszalińskiej
w Koszalinie



Koszalin 2010

Spis treści

Ważniejsze oznaczenia i symbole	2
1. Streszczenie	6
2. Wstęp	7
3. Wpływ budowy drewna na warunki skrawania i intensywność zużycia narzędzi	8
3.1. Zjawiska cieplne występujące przy obróbce drewna	11
4. Zużywanie się ostrzy skrawających	13
4.1. Kryteria stępienia ostrza	16
4.2. Zużycie ostrzy narzędzi do obróbki drewna	17
5. Powłoki przeciwzużyciowe - powody ich stosowania i kierunki prac badawczych	20
5.1. Budowa i skład powłok	22
5.2. Narzędzia modyfikowane powłokami przeciwzużyciowymi	23
5.3. Kryteria doboru materiałów na powłoki	25
5.4. Mechanizm niszczenia powłok	26
6. Azotek chromu	27
7. Katodowe odparowanie łukowe - CAPVD	30
8. Cel zakres pracy	34
9. Metody badawcze	35
9.1. Skład fazowy i chemiczny powłok	35
9.2. Wielkość krystalitów	35
9.3. Skład chemiczny powłok	36
9.4. Grubość	36
9.5. Twardość	36
9.6. Naprężenia	37
9.7. Adhezja	38
9.7.1. Test rysy	38
9.7.2. Test Daimlera – Benza	39
9.8. Tarcie	39
9.8.1. Zależność temperaturowa tarcia	40
9.9. Zużycie	42
9.10. Badania eksploatacyjne	42
10. Część doświadczalna	44
10.1. Urządzenie technologiczne do wytwarzania powłok CrN i CrCN	44
10.2. Wytwarzanie powłok węglowych typu ta-C	45
10.3. Podłoża	45
10.3.1. Rodzaje materiałów na podłoża	45
10.3.2. Przygotowania podłoży	46
10.4. Technologia otrzymywania powłok CrN i CrCN	46
10.4.1. Parametry technologiczne otrzymywanych powłok	46
10.4.2. Szybkość osadzania powłok	49
10.5. Topografia i morfologia powierzchni powłok	49

10.5.1. Topografia powierzchni	49
10.5.2. Morfologia przełomów	50
10.6. Powłoki jednowarstwowe CrN	51
10.6.1. Analiza składu fazowego	51
10.6.2. Wpływ temperatury podłoża na strukturę powłok CrN	52
10.7. Powłoki jednowarstwowe CrCN	54
10.7.1. Skład fazowy i chemiczny	54
10.7.2. Wielkość krystalitów	56
10.7.3. Naprężenia w powłokach jednowarstwowych	56
10.7.4. Twardość	58
10.7.5. Adhezja powłok jednowarstwowych	59
10.7.6. Właściwości tribologiczne powłok jednowarstwowych	61
10.7.6.1. Zużycie powłok jednowarstwowych CrCN w funkcji temperatury	64
10.8. Powłoki wielowarstwowe CrCN/CrN	67
10.8.1. Naprężenia w powłokach wielowarstwowych	68
10.8.2. Twardość powłok wielowarstwowych	69
10.8.3. Adhezja powłok wielowarstwowych	70
10.8.4. Zużycie powłok wielowarstwowych CrCN/CrN	73
10.9. Tarcie - metoda sworzeń-tarcza	77
10.9.1. Powłoka diamentopodobna typu ta-C	78
11. Zestawienie wyników	80
12. Badania eksploatacyjne	83
12.1. Wyniki badań półprzemysłowych	83
12.1.1. Badanie ostrza bez powłoki po testach półprzemysłowych	91
12.1.2. Wpływ zużycia ostrza noża na parametry struktury geometrycznej obrabianej powierzchni	92
12.2. Badania przemysłowe	93
13. Wnioski	97
14. Bibliografia	98

Ważniejsze oznaczenia i symbole

- α - współczynnik rozszerzalności cieplnej lub kąt przyłożenia ostrza noża
- β - kąt ostrza lub szerokość kątowa rentgenowskiej linii dyfrakcyjnej wyrażona w radianach mierzona w połowie maksimum
- γ - kąt natarcia
- λ - współczynnik przewodności cieplnej
- λ_K - długość fali promieniowania rentgenowskiego
- Λ - grubości modułu (dwuwarstwy) [μm]
- μ - współczynnik tarcia
- μ_a - składowa molekularna współczynnik tarcia (adhezyjna),
- μ_b - składowa mechaniczna współczynnik tarcia
- ν - liczba Poissona
- ρ - gęstość
- Θ - położenie kątowe linii dyfrakcyjnej
- A_γ - powierzchnia natarcia
- A_α - powierzchnia przyłożenia
- c - ciepło właściwe
- C - współczynnik uwzględniający twardość podłoża
- d_2 i d_1 - średnice wytarc
- E - moduł Younga
- F_1 - grupa sił oporów wióra
- F_2 - grupa sił oporów ścinania
- F_3 - grupa sił oporów zgniatanego drewna
- F_n - siła normalna
- F_s - siła tarcia
- g - grubość powłoki
- g_0 - najmniejsza grubość wióra możliwa do skrawania przy danym promieniu stępienia
- h - głębokość wnikania wglębniaka
- H_c - twardość układu podłoża - warstwa
- H_f - twardość cienkiej warstwy
- HF1÷6 - skala adhezji wg D-B
- h_n - skrótowiec wzdłuż powierzchni natarcia A_γ
- h_p - skrótowiec wzdłuż powierzchni przyłożenia A_α
- H_s - twardość podłoża
- h_z - głębokość żłobka
- KB - wskaźniki zużycia powierzchni natarcia – szerokość żłobka
- KE - wskaźniki zużycia powierzchni natarcia – cofnięcie naroża (zużycie promieniowe)
- KM - wskaźniki zużycia powierzchni natarcia - odległość środka żłobka określona wymiarem
- KT - wskaźniki zużycia powierzchni natarcia – głębokość żłobka
- k_k - wskaźnik zużycia przeciwpróbki
- k_w - wskaźnik zużycia powłoki
- L_c - siła krytyczna w metodzie rysy
- L_{c1} - siła początku odkształcenia plastycznego, pęknięcia
- L_{c2} - siła przy której następuje penetracja wglębniaka poprzez powłokę do podłoża w centralnej części rysy
- MDF - Medium Density Fibreboard , średnio-gęsta płyta z włókien drzewnych
- N_Λ - ilości powtórzeń modułu Λ
- P_f - płaszczyzna boczna (pracy)
- P_p - płaszczyzna tylna
- P_R - płaszczyzna podstawowa (czołowa)

- p_{Ar} - ciśnienie parcjalne argonu
- $p_{C_2H_2}$ - ciśnienie parcjalne acetylenu
- p_{N_2} - ciśnienie parcjalne azotu
- R - promień kulki w metodzie Calotest
- R_a, R_z, W_t - parametry chropowatości powierzchni
- R_e - granica plastyczności
- R_0 i R - promienie krzywizny próbki przed i po naniesieniu powłoki
- S - pole powierzchni zużycia ostrza
- scm - natężenie przepływu gazu
- SV - skrótowiec do stycznej do ostrza oraz prostopadłej do powierzchni natarcia
- t_k - wielkość krystalitów
- VB_F - skrótowiec wzdłuż powierzchni przyłożenia w płaszczyźnie P_F
- VB_α - stępienie ostrza w płaszczyźnie prostopadłej do powierzchni natarcia stycznej do ostrza
- VB_A - szerokość pasma zużycia w strefie A
- VB_B - średnia szerokość pasma zużycia powierzchni przyłożenia
- VB_{Bmax} - największa szerokość pasma zużycia powierzchni przyłożenia
- VB_C - szerokość pasma zużycia naroża
- VB^C - zużycie wywołane korozją wysokotemperaturową
- VB^{MC} - zużycie cierne
- VB^{MS} - zużycie ściernie
- VB_N - szerokość zużycia wrębowego
- VB_R - zużycie ostrza pow. natarcia
- VB_w - skrótowiec wzdłuż dwusiecznej kąta ostrza
- V_k - objętość zużytej przeciwpróbki

1. Streszczenie

Jednym z kierunków poprawy właściwości przeciwzuzyciowych narzędzi do obróbki drewna i materiałów drewnopochodnych jest modyfikacja powierzchni narzędzi polegająca na powlekaniu ich roboczych powierzchni cienkimi powłokami węglików, tlenków i azotków głównie tytanu (Ti), chromu (Cr) i glinu (Al). Badania prowadzone są również nad zastosowaniem narzędzi z wkładkami z polikrystalicznego diamentu (DP) oraz powłok diamentopodobnych (DLC). Intensywnie badane są także powłoki wielowarstwowe. Tematyka podjęta w rozprawie doktorskiej wpisuje się właśnie w ten kierunek badań. Obejmuje ona formowanie nanostrukturalnych powłok wielowarstwowych na bazie chromu, nanoszonych techniką PVD na narzędzia wykonane ze stali szybko tnącej (HSS).

Istota koncepcji pracy polegała na wytwarzaniu cienkich, o grubości do 2-3 μm wielowarstwowych powłok przeciwzuzyciowych zawierających powłoki Cr_2N , CrN oraz CrCN o różnej zawartości węgla, a następnie wytworzenie na ich powierzchni warstwy diamentopodobnego węgla (typu ta-C) charakteryzującej się niskim współczynnikiem tarcia w stosunku do drewna. Wielowarstwowe powłoki składają się z powtarzającego się dwuwarstwowego modułu Cr/CrN, CrN/ Cr_2N lub CrN/CrCN. Zmierzano do otrzymania najlepszych właściwości przeciwzuzyciowych powłoki poprzez optymalizację stężenia węgla w węgloazotku chromu, dobór grubości w skali nano monofazowych warstw oraz optymalizację ilości powtórzeń dwuwarstwowego modułu.

W szczególności zakres pracy obejmował następującą sekwencję badań:

- Eksperymentalne określenie parametrów technologicznych procesu nanoszenia powłok CrN, Cr_2N , CrCN metodą łukową na podłożu ze stali szybko tnącej (HSS).
- Określenie właściwości fizycznych powłok.
- Na podstawie wyników badań wytypowanie powłok, które stanowią będą elementy struktury powłok wielowarstwowych.
- Otrzymanie powłok wielowarstwowych o założonej strukturze.
- Wytworzenie na powierzchni wielowarstwowej powłoki warstwy diamentopodobnego węgla (typu ta-C).
- Na podstawie badań, głównie tribologicznych, wytypowanie powłok do testów przemysłowych.

Efektem przeprowadzonych badań jest opracowana technologia nanoszenia powłok przeciwzuzyciowych na narzędzia wykonane ze stali szybko tnącej (HSS), które stały się konkurencyjne do narzędzi wykonanych z węglika spiekanego ze względu na relację: trwałość narzędzia / cena rynkowa.

2. Wstęp

Drewno i materiały drewnopochodne, z uwagi na ich szczególne właściwości uwarunkowane głównie złożonym składem chemicznym, niejednorodną budową i anizotropią struktury, wymagają stosowania innych, w porównaniu z obróbką metali, technik i technologii obróbki mechanicznej. Ponadto małe przewodnictwo cieplne tych materiałów, brak możliwości odprowadzania ciepła ze strefy skrawania poprzez chłodzenie cieczą oraz różny stan wilgotności powodują, że procesy zużycia ostrzy skrawających przebiegają w zupełnie inny, często bardziej drastyczny sposób niż w przypadku obróbki metali.

Wzrastające wykorzystywanie drewna i materiałów drewnopochodnych w gospodarce powoduje, że istotne stają się każde działania zwiększające wydajność produkcji i obniżające jej koszty. Jedną z kluczowych w tym względzie kwestii jest podniesienie jakości narzędzi skrawających umożliwiających zwiększenie parametrów obróbki i wydłużenie czasu ich użytkowania.

Obecnie stosowane w przemyśle drzewnym narzędzia wykonywane są głównie ze stali niskostopowych i szybko tnących, węglików spiekanych oraz z wykorzystaniem wkładek z polikrystalicznego diamentu. Jednakże, mimo dużej twardości i odporności na ścieranie, kruchość polikrystalicznego diamentu i węglików spiekanych z jednej strony, a duża odporność na zużycia udarowe stali powodują, że w przypadkach obróbki konkretnego rodzaju drewna czy materiału drewnopochodnego zachodzi konieczność znalezienia kompromisu pomiędzy rodzajem narzędzia, jego ceną i ekonomiką produkcji.

Jedną z interesujących możliwości ułatwienia takiego wyboru jest wprowadzenie do praktyki przemysłowej w obróbce drewna narzędzi wykonanych ze stali szybko tnących pokrytych cienkimi, twardymi i odpornymi na zużycie warstwami z azotków i/lub węglików metali przejściowych otrzymywanymi metodami plazmowo - próżniowymi. Narzędzia tego rodzaju stosowane są od przeszło dwudziestu lat w przemysłowej obróbce metali, gdzie ich wprowadzenie spowodowało przełom we wzroście możliwości produkcyjnych i jakości wyrobów. Proste przeniesienie związanych z tym doświadczeń na obszar obróbki drewna i materiałów drewnopochodnych jest trudne przede wszystkim ze względu na wskazane wyżej trudności w obróbce tych materiałów.

Prace związane z modyfikacją powierzchni narzędzi do obróbki drewna wspomnianymi metodami skupiają się obecnie na wykorzystaniu jedno i wielowarstwowych powłok (CrN , Cr_2N) [1,17,14,15,8,21], CrAlN [18], TiZrN [14], a także TiAlN [17, 18] i DLC [19,20]. Powłoki z tych materiałów umożliwiają wydłużenie czasu eksploatacji narzędzi porównywalnie do czasu pracy narzędzi z wkładkami z węgla spiekane, a są przy tym odporne na zużycie udarowe. Istnieją również przesłanki wskazujące na możliwości otrzymania lepszych właściwości termofizycznych i tribologicznych powłok wytwarzanych z materiałów trójskładnikowych $\text{Me}(\text{CN})$ [5,9,10], w porównaniu ze związkami dwuskładnikowymi MeN lub MeC . Na przykład przy obróbce metali, trwałość narzędzi z wkładkami pokrytymi powłoką wykonaną z TiCN przewyższa kilkakrotnie narzędzia pokryte tylko powłoką wytworzoną z TiN .

Przedstawiana rozprawa dokumentuje prace technologiczne, badawcze oraz testy półprzemysłowe i przemysłowe związane z przewidywanym, skutecznym wykorzystaniem w praktyce wybranej, szczególnej powłoki przeciwzużyciowej złożonej z azotków i węglazotków chromu.

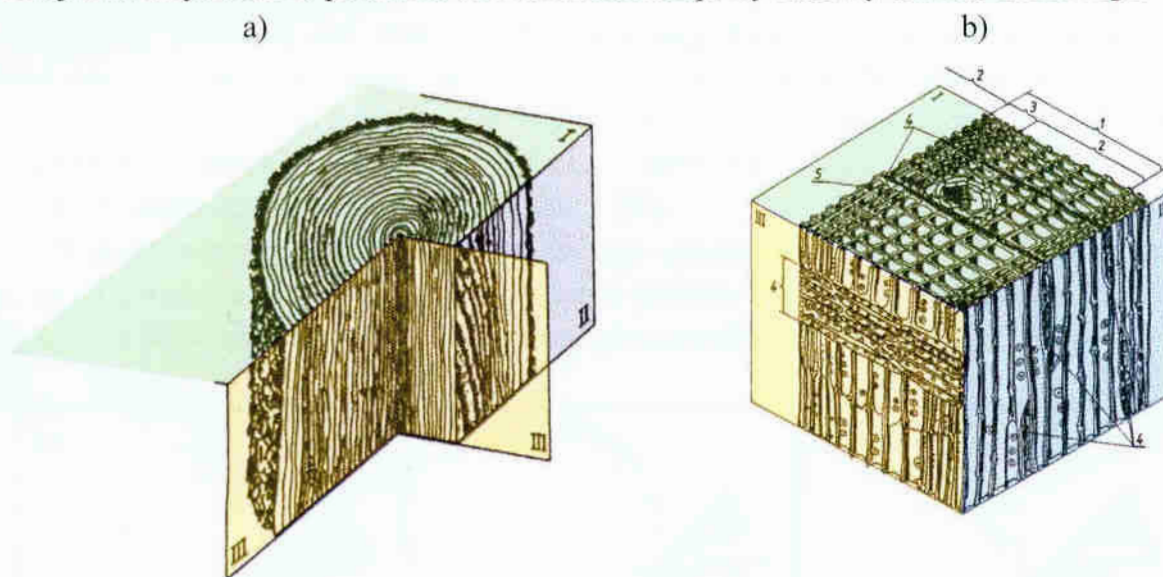
W koncepcji takiej powłoki, o całkowitej grubości ok. 3 μm , założono jej wielowarstwowość, utworzoną przez wielokrotnie powtarzający się dwuwarstwowy element (zwany dalej „modulem”) zbudowany z warstwy azotków chromu i warstwy węglazotków chromu. Przyjęto jako zasadnicze założenia, że właściwy skład fazowy warstwy azotku chromu (CrN , Cr_2N) zapewni stabilność termiczną i obojętność chemiczną powłoki, wielowarstwowość zwiększy jej odporność na pękanie, zaś właściwa ilość węgla w warstwie węglazotku chromu zmniejszy współczynnik tarcia drewna o powłokę. Ponadto postanowiono sprawdzić, na zasadzie badań wstępnych, właściwości takiej powłoki po nałożeniu na nią cienkiej (poniżej 1 μm grubości) warstwy diamentowej (typu ta-C – tetraedyczny amorficzny węgiel).

Zakresem podjętych prac objęto szereg zaplanowanych procesów technologicznych oraz wykorzystanie kilkunastu metod badawczo - pomiarowych dla wytworzenia i scharakteryzowania powłoki o optymalnej strukturze wielowarstwowej i właściwościach fizycznych. Jako kryterium optymalizacji parametrów technologicznych, ze względu na przewidywane, korzystne cechy eksploatacyjne zmodyfikowanych narzędzi, przyjęto posiadanie przez wytworzoną powłokę następujących właściwości: dobrej adhezji do stali szybko tnącej, małej wartości współczynnika tarcia w układzie powłoka-drewno oraz małej wartości współczynnika zużycia ściernego.

Efektom przeprowadzonych badań jest opracowana technologia nanoszenia powłok przeciwozużyciowych na narzędzia wykonane ze stali szybko tnącej (HSS), które stały się konkurencyjne do narzędzi wykonanych z węgla spiekane go ze względu na relację: trwałość narzędzia / cena rynkowa.

3. Wpływ budowy drewna na warunki skrawania i intensywność zużycia narzędzi

Warunki pracy narzędzi skrawających drewno i mechanizmy ich zużycia są uwarunkowane cechami struktury drewna. Jest ono materiałem porowatym o budowie włóknistej i silnej anizotropowości właściwości fizycznych i mechanicznych w zależności od kierunku anatomicznego [87,91,109]. Na rys.1a [90] przedstawiono budowę drewna sosnowego z jego charakterystycznymi przekrojami; na rysunku 1b pokazano schemat mikroskopowej budowy drewna sosnowego.

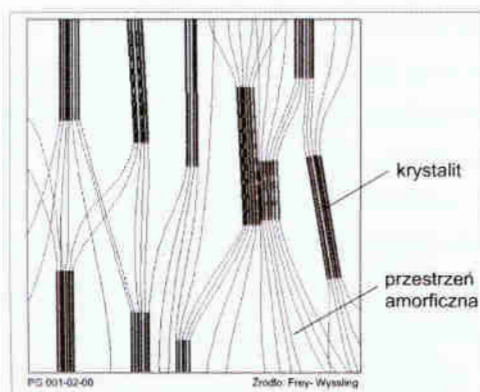


Rys.1. Charakterystyczne przekroje drewna sosnowego[90]: a) I - poprzeczny, II- podłużny styczny, III – podłużny promieniowy; b) schemat mikroskopowej budowy drewna sosnowego: 1 – szerokość słoju rocznego, 2 – drewno wczesne, 3 – drewno późne, 4 – promienie rdzeniowe, 5 – podłużny przewód żywiczny.

Wydłużone komórki drewna (włókna) spełniające funkcje mechaniczne są ułożone równolegle do osi pnia, a ich udział dochodzi do 90% w przypadku drewna iglastego i 65% w przypadku gatunków liściastych. Drzewa o włóknach grubościennych takie jak buk, grab, dąb, jesion mają drewno twarde o dużej gęstości i wytrzymałości.

Ściany komórek zbudowane są z celulozy, ligniny i chemiceluloz. Częsteczka celulozy $(C_6H_{10}O_5)_n$ składa się z n reszt β -glikozydowych powiązanych wzdłuż w łańcuchy za pomocą mostków tlenowych. Silne wiązania tlenowe decydują o dużej wytrzymałości mechanicznej

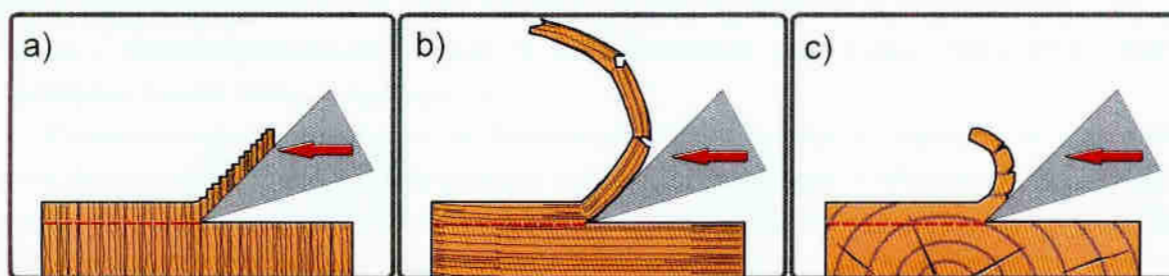
w kierunku wzdłużnym. Łańcuchy celulozy powiązane przez siły międzycząsteczkowe układają się na pewnej długości równolegle i tworzą submikroskopowy, przestrzennie uporządkowany obszar, określany mianem miceli frędzlowej. Obszary te o długości 40 – 60 nm i szerokości około 5 nm określa się nazwą krystalitów. Uporządkowane przestrzennie micelle przetkane są pozbawionymi prawidłowego układu przestrzennymi amorficznymi, w których łańcuchy celulozy nie są z sobą związane. Micelarna budowa celulozy (rys.2) jest powodem anizotropii drewna.



Rys 2. Schemat micelarniej budowy celulozy wg Frey – Wysslinga [87].

Znaczna część micel jest ustawiona wzdłuż linii śrubowych o różnym kącie nachylenia w stosunku do podłużnej osi włókna. Od ustawienia submikroskopowych elementów budowy drewna zależą w znacznym stopniu jego właściwości mechaniczne. Im mniejszy jest kąt nachylenia micel do podłużnej osi włókna, tym większa jest wytrzymałość drewna na rozciąganie [1]. W konsekwencji, drewno jest materiałem lepko – sprężystym, czyli zachowuje się jak materiał sprężysty ze zdolnościami do pełzania i relaksacji [92].

Wskutek anizotropii trójwymiarowej drewna warunki skrawania różnią się znacznie w zależności od położenia drewna względem narzędzia podczas skrawania. Wyróżniamy trzy zasadnicze położenia skrawania: wzdłużne, poprzeczne i prostopadłe (rys. 3).



Rys. 3. Sposób formowania wióra w zależności od położenia skrawania [89].

a) – skrawanie prostopadłe; b) – skrawanie wzdłużne; c) – skrawanie poprzeczne.

Nie rozpoznano jeszcze wszystkich cząstkowych mechanizmów zużywania i ich wzajemnych interakcji występujących przy skrawaniu drewna. Dane literaturowe wskazują, że zależność zużycia całkowitego VB (rys.12) od drogi skrawania L_s ma postać krzywej Lorenza, znanej z ogólnych zagadnień zużywania części maszyn. W ogólnym przypadku obserwuje się trzy fazy zużywania ostrza: intensywne, ustabilizowane i przyspieszone. W skrawaniu tworzyw drewnopochodnych ostrzem z węglika spiekanego nie obserwuje się wyraźnej fazy zużywania przyspieszonego. Powodem tego jest większa odporność węglika spiekanego na pogarszające się warunki

skrawania wraz z powiększającym się zużyciem ostrza. Faza przyspieszonego zużywania jest natomiast obecna w skrawaniu tworzyw drewnopochodnych ostrzem ze stali szybko tnącej. W ramach zużywania całkowitego dominujące jest zużywanie ściernie VB^{MS} . W mniejszej postaci występuje zużywanie o charakterze ciernym VB^{MC} , wynikającym z tarcia ostrza o włókna drewna. Ściany komórek wykazują budowę warstwową. Każda z warstw w skali mikroskopowej jest zbudowana z fibryli nie przylegających ściśle do siebie. Z tribologicznego punktu widzenia pomiędzy powierzchnią ostrza a ścianami komórek występuje czyste tarcie. Zmiana wilgotności drewna od stanu absolutnie suchego do stanu nasycenia włókien ($w=30\%$) prowadzi do zmiany współczynnika tarcia. Wzrost wilgotności powyżej 15%, któremu towarzyszy zwiększenie zawartości wody wolnej, istotnie zmniejsza współczynnik tarcia [98].

Na powierzchni roboczych ostrza, w obrębie styku z materiałem skrawanym, występują zróżnicowane naprężenia normalne i styczne. Prowadzą one do plastyczno-sprężystych odkształceń w warstwie wierzchniej materiału skrawanego i wióra. Charakter sprężysty odkształceń, stanowiący dużą część odkształceń w strefie skrawania, wynika z komórkowej budowy drewna [94]. Odkształcenia plastyczne mają postać przestrzennej destrukcji ścian komórkowych, co uniemożliwia występowanie dużych nacisków do momentu całkowitego zgniotu substancji drzewnej.

Bardzo istotny wpływ na mechanizmy zużycia ostrzy narzędzi ma wydzielane ciepło powodujące przyrost temperatury o kilkaset stopni. Już w temperaturze około 200 °C występuje uplastycznienie drewna wywołane termiczną degradacją niektórych składników, np. ligniny skutkującą zmniejszeniem współczynnika tarcia μ w strefie skrawania. Wraz ze wzrostem temperatury w strefie skrawania rośnie udział odkształceń plastycznych. Prawdopodobnie przyczyną takiego stanu jest przekraczanie stabilności termicznej oraz degradacja jednego lub kilku składników materiału skrawanego [95]. Ze wzrostem gęstości drewna następuje obniżenie współczynnika tarcia [88]. Przepuszczalność ma to związek ze zmniejszaniem zawartości celulozy oraz zwiększaniem zawartości ligniny w drewnie wraz ze wzrostem gęstości.

W początkowej fazie obróbki drewna nie występuje zużywanie wywołane korozją wysokotemperaturową VB^C [96]. Wilgotność i agresywne substancje chemiczne powodują występowanie innych mechanizmów zużywania się ostrza nie występujących w obróbce metali, takich jak np. nisko i wysokotemperaturowe reakcje tribochemiczne czy wyładowania elektrostatyczne (w warunkach bardzo małej wilgotności).

Przedstawiona charakterystyczna budowa drewna, zjawiska występujące w węźle tribologicznym drewno-narzędzie oraz stale rosnące wymagania dotyczące wydajności procesów obróbki powodują, że dużego znaczenia nabiera problem trwałości narzędzi skrawających. Stąd ciągle poszukiwania nowych materiałów narzędziowych lub modyfikacja powierzchni roboczych twardymi powłokami bardziej odpowiednimi do obróbki drewna i tworzyw drzewnych. Przedstawione rozważania dotyczące zjawisk zachodzących w węźle tribologicznym narzędzie-drewno wskazują, że nie wszystkie materiały narzędziowe stosowane z powodzeniem do obróbki metali sprawdzają się w obróbce drewna. Procesy abrazyjne, adhezyjne i ciepłe zachodzące podczas skrawania, stosunkowo dobrze poznane w odniesieniu do obróbki metali, w przypadku obróbki drewna nie są jeszcze dostatecznie zbadane, a ich wpływ na zużycie narzędzi jest niedoceniany.

3.1. Zjawiska cieplne występujące przy obróbce drewna.

Procesy zużywania narzędzi zachodzące podczas obróbki drewna i tworzyw drzewnych przedstawiano w wielu pracach [88,89,101,102,103,104,106]. Zawarto w nich badania dotyczące intensywności zużywania się narzędzi ze względu na rodzaj materiału z jakiego wykonano ostrze, właściwości materiału obrabianego, parametry obróbki, stan przygotowania narzędzia do pracy, stan obrabiarki.

Nie udało się jeszcze dostatecznie wyjaśnić dlaczego narzędzia podczas obróbki drewna i tworzyw drzewnych ulegają szybkiemu zużyciu niewspółmiernie do twardości obrabianego materiału. Na przykład, średni okres trwałości noży do głowic frezarskich o średnicy 100 mm podczas frezowania stali wynosi 130 minut, a przy podobnych parametrach procesu skrawania MDF znaczne użycie noży następuje już po 26 minutach skrawania [54,111].

Istnieje wiele hipotez próbujących wyjaśnić mechanizmy zużycia narzędzi przy skrawaniu drewna. Najbardziej powszechne to :

- synergetyczny efekt abrazyjno - korozyjny,
- zużycie wodorowe
- zużycie adhezyjne.

Zużycie abrazyjno – korozyjne tłumaczy się ciągłym niszczeniem i jednoczesnym odtwarzaniem warstewek tlenkowych na powierzchniach ostrza. Powstająca na powierzchni metalu warstewka tlenków stanowi korzystną barierę ochronną przed dalszym postępem korozji a także przeciwdziała szepianiu adhezyjnemu [1,2,3,118]. Jednakże, w warunkach dużych obciążeń normalnych i stycznych (sił tarcia) warstewka tlenków ulega uszkodzeniu, a jej odtworzenie odbywa się kosztem ubytku materiału ostrza.

Istota procesu zużycia wodorowego polega na stopniowym niszczeniu warstwy wierzchniej wskutek adsorpcji wodoru na powierzchni stali i jego dyfuzji w głąb materiału [108]. Dyfuzja wodoru w głąb materiału powoduje kruche pękanie w mikroobjętościach warstwy wierzchniej i jej niszczenie pod wpływem sił normalnych i stycznych. Jednakże Beer [88] skrawając mokre drewno przy użyciu narzędzi pokrytych powłokami odpornymi na wnikanie wodoru udowodnił nikłe prawdopodobieństwo takiego mechanizmu zużycia ostrza. Warto dodać, że jednym ze sposobów zmniejszenia zawartości wodoru w warstwie wierzchniej elementów stalowych, które w procesie produkcji zostały intensywnie nasycone wodorem jest ich polerowanie stosowane jako ostatni zabieg technologiczny. Podczas tego zabiegu przypowierzchniowa warstewka metalu nagrzewa się, a ponieważ maksymalna temperatura jest na powierzchni, wodór dyfunduje na zewnątrz i desorbuje się z powierzchni [88].

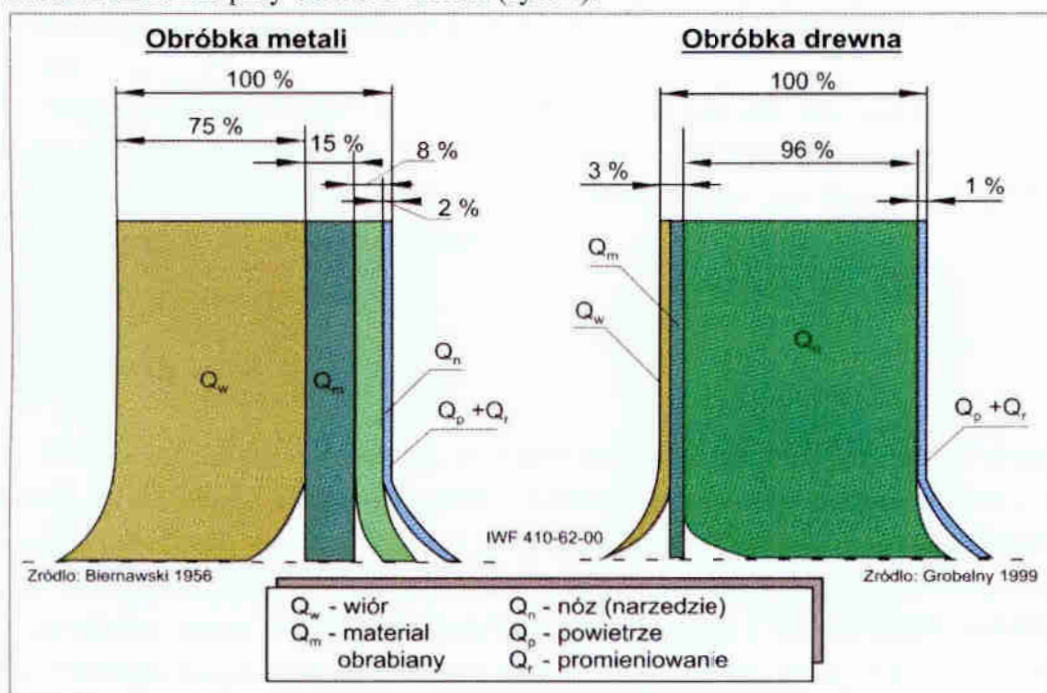
Intensywność zużycia adhezyjnego, zależy od wytrzymałości połączeń adhezyjnych. Przy dużej różnicy właściwości wytrzymałościowych ostrza i obrabianego materiału praktycznie wszystkie powstałe połączenia adhezyjne ulegałyby ścinaniu w warstwie obrabianego materiału. Ponadto, szepianiu się sprzyja podobieństwo struktury krystalicznej oraz zbliżone wartości parametru sieci materiałów narzędziowego i obrabianego. Podczas obróbki stali, w warunkach wysokiej temperatury, zachodzi utwardzanie wrywanych cząstek materiału, które następnie przywierają do trących powierzchni powodując intensywne zużycie ściernie. Przy założeniu, że podczas skrawania drewna temperatura w strefie obróbki jest dostatecznie wysoka aby dochodziło do pirolizy drewna, możemy spodziewać się, że jej produkty utworzą na powierzchni narzędzia warstewkę ochronną przeciwdziałającą adhezji. W świetle powyższych rozważań wydaje się, że mecha-

nizm adhezyjny ma niewielkie znaczenie w procesie tępienia narzędzi do obróbki drewna, chociaż nie można wykluczyć skutków powinowactwa chemicznego pomiędzy węglem i żelazem.

Właściwości cieplne drewna różnią się znacząco od właściwości cieplnych materiałów metalowych. Temperatura lokalna występująca w stykach mikronierówności powierzchni (tzw. temperatura błysku) jest funkcją wielu parametrów [89], co ogólnie można zapisać w postaci (znaczenie symboli z tego i innych wzorów znajduje się w oznaczeniach – str. 4):

$$\Delta T_{\max} = f(v, \mu, F_n, R_v, \rho, \lambda, c) \quad (1)$$

W temperaturze pokojowej 96% ciepła tarcia wydzielonego na styku powierzchni stali szybko tnącej i drewna przenika do metalu, a zaledwie 3% jest odprowadzane przez drewno. Rozchodzenie się ciepła ze strefy obróbki przy skrawaniu drewna i tworzyw drzewnych przebiega zatem odmiennie niż przy obróbce metali (rys. 4).



Rys.4. Porównanie rozkładu strumieni ciepła na ostrzu w trakcie skrawania metalu i drewna [89].

Znacznie więcej ciepła jest odprowadzane przez ostrze, a stosunkowo niewiele przez powstający wiór i obrabiany element. Ponadto, ze względu na higroskopijność drewna nie stosuje się cieczy roboczych, które są powszechnie używane przy obróbce metali. Proces odprowadzania ciepła ze strefy obróbki podczas frezowania jest w rzeczywistości znacznie bardziej złożony, gdyż w wysokich temperaturach dochodzi do pirolizy cienkiej warstewki drewna i odparowania jej produktów z nagranych powierzchni ostrza.

W świetle powyższych rozważań, wydaje się bardzo prawdopodobne, że podczas frezowania drewna ostrze narzędzia wykonanego ze stali szybko tnącej nagrzewa się powierzchniowo do temperatury, w której następuje znacząca zmiana parametrów wytrzymałościowych materiału narzędziowego.

Większość autorów podkreśla, że podwyższona temperatura towarzysząca skrawaniu potęguje działanie innych mechanizmów zużycia, lecz niewielu [89,110,115,121] dostrzega fakt bezpośredniego wpływu wysokiej temperatury na właściwości mechaniczne materiału, z którego wykonane jest ostrze narzędzia. Tymczasem cykliczne zmiany temperatury powodują powstawanie zmiennych naprężeń cieplnych związanych z gradientem temperatury oraz niejednorodności wla-

ściwości fizykomechanicznych faz w stali. Niszczenie powierzchni roboczych narzędzi pod wpływem cyklicznych zmian temperatury nazywane jest zmęczeniem cieplnym. W jego wyniku na powierzchni roboczej narzędzia powstaje siatka pęknięć pogłębiających się w czasie dalszej pracy narzędzia, a w efekcie następuje wykruszanie się cząstek materiału z powierzchni. W ostrzu ogrzonym do dostatecznie wysokiej temperatury zachodzą zmiany strukturalne stali i są one tym większe im wyższa jest temperatura. Jeżeli temperatura zbliżona jest do temperatury odpuszczania to zachodzą zmiany związane z koagulacją węglików oraz przemianami strukturalnymi. Następstwem tych zmian jest zmniejszenie mikrotwardości powierzchni ostrza. W praktyce żaden ze wspomnianych mechanizmów nigdy nie zachodzi w czystej postaci, lecz występuje ich sumowanie: zmiana właściwości mechanicznych materiału narzędziowego w wysokiej temperaturze, zużycie abrazyjne, cykliczne naprężenia mechaniczne (zmęczenie cieplno-mechaniczne) i procesy korozyjne.

Wpływ wysokiej temperatury na proces zużycia narzędzi oraz plastyczną deformację ostrza narzędzia wykonanego ze stali szybko tnącej w trakcie obróbki opisał Stewart [124]. Zarówno deformacja plastyczna ostrza jak i zużycie dyfuzyjne należą do tych mechanizmów zużywania, które zachodzą jedynie w wysokiej temperaturze.

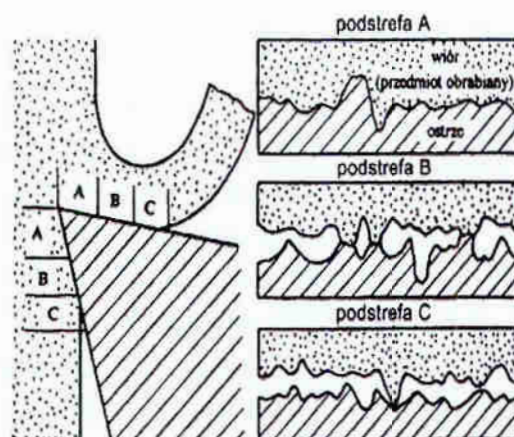
4. Zużywanie się ostrzy skrawających

Proces skrawania odbywa się w systemie tribomechanicznym, który składa się z ostrza, materiału obrabianego i środowiska pracy. Energia procesu jest przekształcana i rozpraszana we wszystkich ośrodkach systemu. Procesy tribologiczne w strefie styku ostrza z obrabianym materiałem prowadzą do zużywania krawędzi skrawającej wywołując zmianę wymiarów, kształtu krawędzi skrawającej, masy narzędzia, właściwości fizycznych i chemicznych warstwy wierzchniej ostrza. Przyczyn zużycia ostrzy narzędzi skrawających należy upatrywać w oddziaływaniach mechanicznych, cieplnych i molekularnych ostrza z materiałem obrabianym i wiórem.

W strefach kontaktu wióra przedmiotu obrabianego z ostrzem narzędzia skrawającego występują znaczne naprężenia mechaniczne (naprężenia normalne i styczne) oraz cieplne (temperatura). Wymienione powyżej oddziaływania w strefie skrawania nazywa się przyczynami zużycia [50-54]. Uwzględniając ich jakościowe i ilościowe oddziaływanie Höglund [52] opisał elementarne procesy zużycia. Stwierdził, że strefa kontaktu narzędzia z wiórem od strony powierzchni natarcia oraz materiału przedmiotu obrabianego z wiórem od strony powierzchni przyłożenia ostrza dzieli się na trzy podstrefy (rys.5):

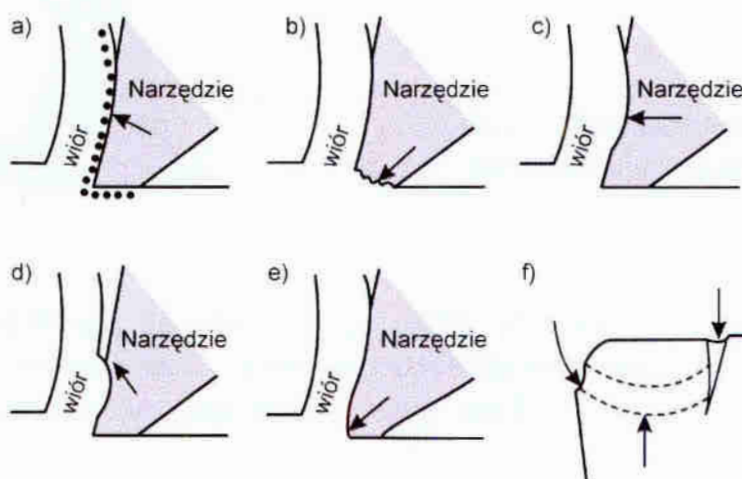
- podstrefa A, w której występuje adhezyjne oddziaływanie wióra lub przedmiotu obrabianego na ostrze narzędzia (w tej strefie może dojść zwłaszcza do zużycia adhezyjnego, dyfuzyjnego i termoelektrycznego)
- podstrefa B, w wyniku oddziaływania wysokiej temperatury dochodzi w oddzielnych mikroobszarach do szepienia materiału przedmiotu obrabianego i wióra z powierzchnią narzędzia (w tej podstrefie jest możliwe zużycie przez wyrywanie szepionych cząstek materiału narzędzia, sporadycznie przez: zużycie ściernie, dyfuzję, tworzenie się mikropęknięć, topienie materiału ostrza – zużycie cieplne).

- podstrefa C, w której wg Höglunda[52] następuje tzw. proces czystego tarcia; w tej strefie występuje przede wszystkim zużycie ściernie, a także – lecz w mniejszym stopniu – zużycie dyfuzyjne i chemiczne; mogą również powstać mikropęknięcia [50,52,53,54,56,57].



Rys.5. Podstrefy kontaktu wióra lub przedmiotu obrabianego z ostrzem skrawającym [50].

W strefie przylegającej do krawędzi skrawającej naprężenia styczne przekraczają granicę plastyczności na ścinanie materiału wióra, stąd możliwe jest tylko wewnętrzne płynięcie materiału, którego skutkiem jest dodatkowe odkształcenie i umocnienie materiału. W strefie oddalonej od krawędzi skrawającej, przemieszczanie wióra występuje wskutek poślizgu zewnętrznego po powierzchni natarcia [6,53].

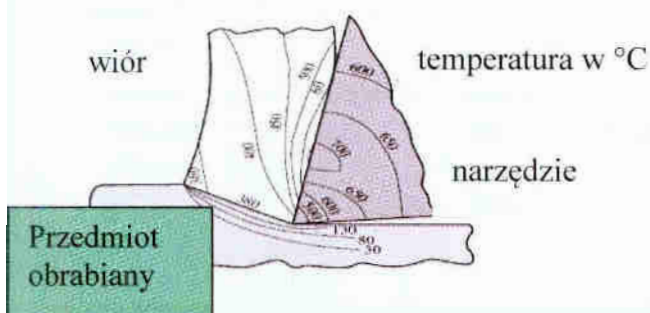


Rys.6. Schemat podstawowych mechanizmów zużycia narzędzi skrawających:

- a) ściernie, b) adhezyjne, c) dyfuzyjne, d) w wyniku powierzchniowego odkształcenia plastycznego, e) w wyniku odkształcenia plastycznego krawędzi skrawającej pod działaniem naprężeń normalnych, f) zużycie przez wykruszenia w wyniku poślizgu [6].

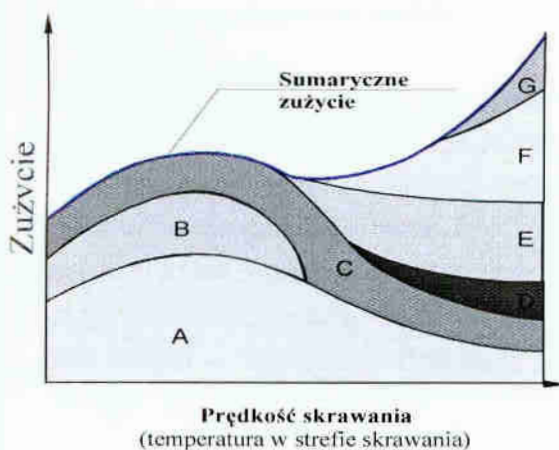
Różne prędkości skrawania, wielkość posuwu i grubość warstwy skrawanej decydują o zróżnicowanym zużyciu narzędzi. Przy małych prędkościach skrawania dominującymi mechanizmami zużycia ostrza jest zużycie ściernie i adhezyjne (rys. 6 a i b). Ścieranie twardymi cząstkami

występujące w materiale powoduje pojawienie się rowków i wyłobień na powierzchni natarcia i przyłożenia narzędzia. W przypadku adhezyjnego mechanizmu zużycia fragment wióra adhezyjnie szepia się z powierzchnią narzędzia i następnie odłamuje się wraz ze szepionym materiałem narzędzia powodując jego ubytek. Wielkość cząstek odrywających się zmniejsza się wraz z podwyższeniem temperatury. W wyniku wzajemnego przenikania atomów materiału ostrza do materiału skrawanego i odwrotnie, zwłaszcza w strefie styku metalicznego, występuje zużycie dyfuzyjne ostrza (c), bardzo gwałtowne w momencie zetknięcia obu materiałów i malejące z upływem czasu. W przypadku stosowania cieczy chłodząco-smarujących materiał ostrza tworzy z otaczającym go ośrodkiem powierzchniowe związki chemiczne, słabo związane z podłożem i łatwo ulegają ścieraniu, co decyduje o zużyciu chemiczno-ściernym ostrza. Przy dużych prędkościach skrawania czynnikiem decydującym o zużyciu narzędzia jest jego odkształcenie plastyczne. Charakterystycznym przejawem zużycia jest wówczas zagłębienie na powierzchni natarcia (rys. 6d), utworzone w wyniku powierzchniowego odkształcenia plastycznego narzędzia, na odcinku nagrzanym do najwyższej temperatury. Rozkład temperatury na ostrzu przedstawiono schematycznie na rys. 7. W wyniku działania naprężeń normalnych krawędź skrawająca ulega odkształceniu plastycznemu, co wpływa na zwiększenie sił skrawania i sprzyja przez to przyspieszeniu zużycia narzędzia. Lokalnie w miejscach, w których występuje przerywany lub ciągły poślizg, następuje pęknięcie i wykruszanie makrocząstek materiału narzędzia, w wyniku czego na powierzchni przyłożenia występują głębokie rowki prostopadłe do krawędzi skrawającej ostrza narzędzia rys. 6 f.



Rys. 7. Rozkład temperatury na ostrzu narzędzia podczas skrawania metalu [55].

König[56], Kupczyk[39] oraz Söderberg i Hogmark[57] przedstawili w formie graficznej ogólną ilościową zależność występowania i udziału w zużyciu łącznym poszczególnych postaci zużycia ostrza w funkcji temperatury lub prędkości skrawania - rys.8.



Rys.8. Występowanie i udział w zużyciu łącznym poszczególnych postaci zużycia ostrza w funkcji temperatury skrawania wg Königa [56].

A - zużycie adhezyjne, B - zużycie mechaniczne, C - ścieranie mechaniczne, D - zużycie cieplne, E- zużycie przez utlenianie, F- zużycie dyfuzyjne, G- wysokotemperaturowa deformacja plastyczna.

Na podstawie analizy w/w prac należy stwierdzić, że zużycie łączne nie jest jedynie sumą oddziaływania wykazywanych postaci zużycia, lecz również efektem ich interakcji [39]. Nie wszystkie te postaci występują równocześnie. Dopiero przy znacznych prędkościach skrawania (w wysokich temperaturach) można zaobserwować równoczesne występowanie wszystkich wymienionych postaci, a dominacja którejkolwiek z nich należy głównie od warunków skrawania, rys. 9 [39].



Rys.9. Przyczyny, postacie i objawy zużycia ostrzy skrawających [39].

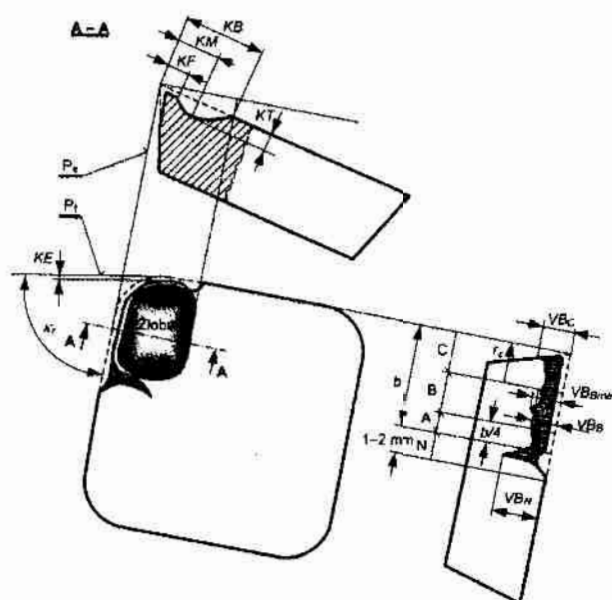
4.1. Kryteria stępienia ostrza

Wskutek postępujących zmian spowodowanych zużyciem ostrza w procesie skrawania, uzyskuje ono pewien określony stan zwany stępieniem, w którym przyjmuje się umownie, że nastąpiła utrata właściwości skrawnych narzędzia. Bez przywrócenia tych właściwości (np. poprzez szlifowanie), skrawanie nie może być kontynuowane [58]. Stopień stępienia ostrza oceniany za pomocą kryteriów stępienia, które można podzielić na [58,59,60] :

- kryterium geometryczne, do których należą takie wskaźniki, jak skrócenie ostrza, ubytek materiału ostrza – wyrażony wielkością starcia powierzchni przyłożenia, głębokość rowka itp. rys. 10,

- kryteria technologiczne, których wskaźnikiem jest przyrost chropowatości powierzchni,
- zmiany wymiarów lub kształtu przedmiotu obrabianego,
- kryteria fizyczne, których wskaźnikiem jest określony przyrost sił skrawania, momentu, mocy skrawania lub temperatury,
- kryteria ekonomiczne, do których zalicza się wskaźniki stopienia, wyznaczone w powiązaniu z kosztami eksploatacyjnymi narzędzia lub operacji, przy czym są one najczęściej ustalane w odniesieniu do narzędzi pracujących w warunkach produkcji wielkoseryjnej lub masowej.

Wskaźnik zużycia określa się dla powierzchni przyłożenia i natarcia. Dla powierzchni przyłożenia wyznacza się je w płaszczyźnie P_s , prostopadle do krawędzi skrawającej w jej pierwotnym położeniu i w czterech strefach. W strefie C – obejmującą część zaokrągloną naroża, w strefie B- obejmującą środkową część śladu starcia, w strefie A – stanowiącej $1/4$ długości zużytej krawędzi skrawającej b , najbardziej oddalonej od naroża [61]. Część N rozciągająca się poza zakresem kontaktu narzędzia z przedmiotem obrabianym: na długości około 1-2 mm; występuje w niej zużycie wrębowe. Rys.10 przedstawia geometrię i wskaźniki zużycia ostrzy opisane w spisie symboli [62].



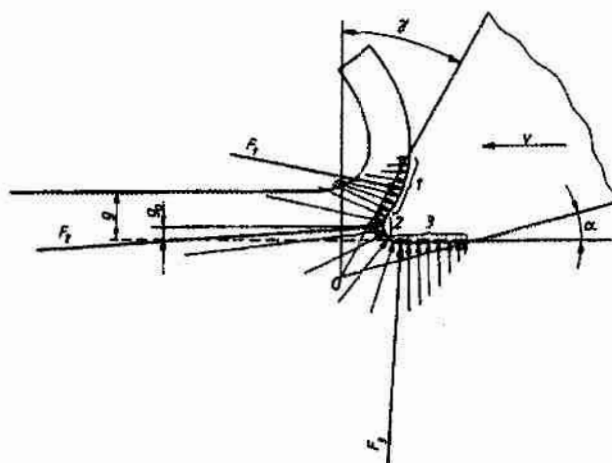
Rys. 10. Geometria i wskaźniki zużycia ostrzy [62].

4.2 Zużycie ostrzy narzędzi do obróbki drewna

Tnąca część narzędzia, czyli ostrze skrawające, zarówno przy obróbce drewna czy metalu ma kształt klina. Takie ostrze traktuje się jako nóż elementarny. Częścią roboczą każdego narzędzia skrawającego jest zbiór noży. Przecięcie powierzchni natarcia A_γ i powierzchni przyłożenia A_α wyznacza główną krawędź tnącą ostrza. W rzeczywistości nigdy nie mamy do czynienia z linią oznaczającą krawędź tnącą, ale z liniami wyznaczającymi zaokrąglenie ostrza. Wielkość zaokrąglenia ostrza świadczy o stopniu jego stępienia. Nóż ostry narzędzi do obróbki drewna posiada promień wyjściowy $\rho = 3-5\mu\text{m}$.

Przy skrawaniu drewna możemy wyróżnić trzy grupy oporów skrawania rys.11. Skrawanie drewna wymaga pokonania oporów wynikających z oddzielania wiórów od calizny drewna, ich

odkształcenia i usuwania ze strefy obróbki. Analizując proces skrawania drewna, można wyodrębnić następujące zjawiska. Ostrze naciskające krawędzią tnącą na drewno, powoduje wyginanie się i rozciąganie włókien, przy czym w miarę wgłębiania się ostrza w drewno biorą udział również powierzchnie przyłożenia A_α i natarcia A_γ . Z chwilą kiedy zostanie przekroczona granica wytrzymałości na rozrywanie wygiętych i rozciągniętych włókien, następuje ich zerwanie i oddzielenie się wióra od reszty drewna. Przerwanie włókien drzewnych występuje w pobliżu krawędzi tnącej, gdzie są największe naprężenia. Zatem przerwanie włókien drzewnych występuje na pewnym ograniczonym obszarze. Im ostrze będzie bardziej ostre, tym obszar ten będzie mniejszy.

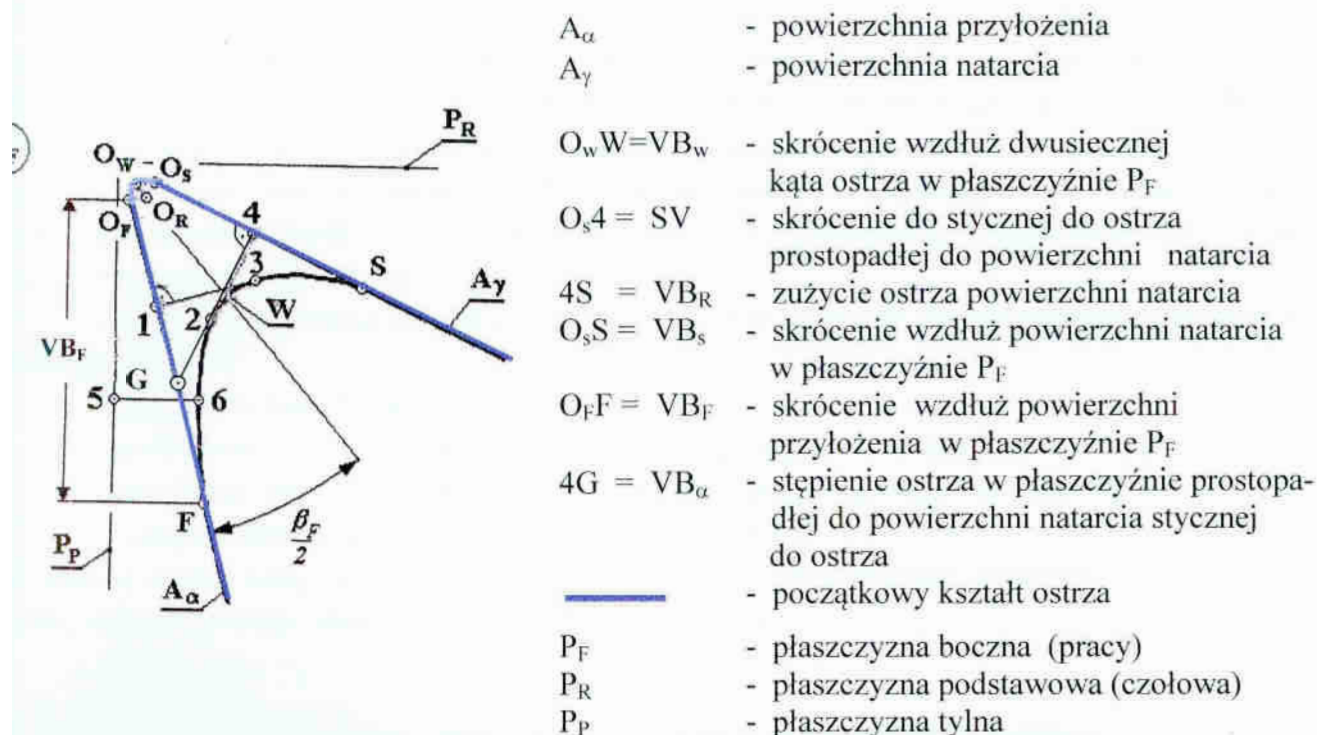


Rys. 11. Siły występujące w procesie skrawania drewna (opory elementarne działające na nóż)

- F_1 - grupa sił oporów wióra
- F_2 - grupa sił oporów ścinania
- F_3 - grupa sił oporów zgniatanego drewna
- g - grubość wióra
- g_0 - najmniejsza grubość wióra możliwa do skrawania przy danym promieniu stępienia
- α - kąt przyłożenia
- γ - kąt natarcia

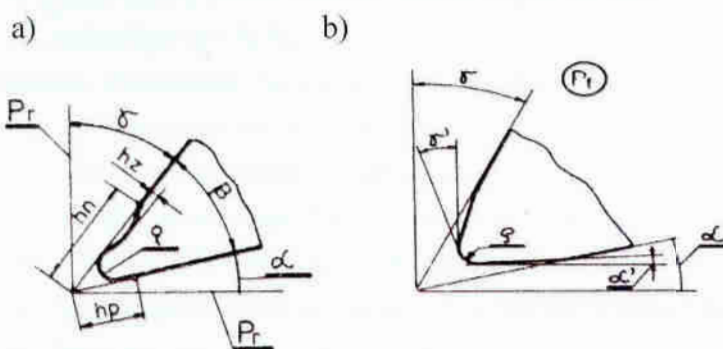
Ostrze zagłębiające się w drewno, naciska na nie również powierzchnią przyłożenia A_α i powoduje uginanie i wgniatanie się włókien poniżej strefy ich przerywania. Po przesunięciu się noża i ustaniu jego nacisku włókna częściowo się podnoszą na skutek sprężystości. Wielkość sprężystego podnoszenia zależy od rodzaju i wilgotności drewna, położenia skrawania, kąta przyłożenia α i stępienia ostrza. Ostrze zagłębiając się w drewno, naciska na nie również powierzchnia natarcia A_γ , po której sływa wiór. Praca zużyta na przesunięcie ostrza jest wtedy stracona głównie na deformację wióra i jego tarcie o powierzchnię natarcia.

Określenie właściwego momentu wymiany narzędzia najczęściej opiera się na pomiarze dopuszczalnego stępienia ostrza. Bezpośrednim kryterium oceny stępienia jest stan mikrosterometrii ostrza. Do oceny przyjmuje się te parametry, które wykazują największe zmiany wraz z postępującym tępieniem się. Terminologia i oznaczenia stereometrii ostrza przyjęto zgodnie z PN-ISO 3002-1 (rys.12).



Rys.12. Parametry stępienia ostrza po skrawaniu drewna.

Jak wynika z analizy lit. [94,96] przy skrawaniu wzdłużnym drewna miękkiego występuje charakterystyczne stan deformacji ostrza (rys.13a), w którym zaokrąglenie wierzchołka nie jest zbyt duże, ale na powierzchni natarcia pojawia się wgłębienie (żłobek). Inny charakter ma zużycie ostrza przy obróbce drewna twardego i płyt wiórowych (rys.13b), charakteryzujący się dużym zużyciem obydwu powierzchni (natarcia i przyłożenia).



Rys.13. Przykładowe formy zużywania się ostrza przy obróbce wzdłużnej drewna (a), płyt wiórowych (b) [98]. Oznaczenia: ρ - promień wyjściowy ostrza, α - kąt przyłożenia, γ - kąt natarcia, β - kąt ostrza, h_p - skrócenie wzdłuż powierzchni przyłożenia A_α , h_n - skrócenie wzdłuż powierzchni natarcia A_γ , h_z - głębokość żłobka, P_r - płaszczyzna czołowa, P_f - płaszczyzna boczna.

Zużycie powierzchni natarcia VB_S jest spowodowane głównie wynikiem oddziaływania oporów kształtowania się wióra. Na powierzchni przyłożenia obserwuje się starcia VB_F powodowane sprężysto-plastycznym stykiem włókien drzewnych z tą powierzchnią.

skrócenie krawędzi skrawającej wzdłuż dwusiecznej kąta ostrza VB_w ma związek ze zgniotem materiału, poprzedzającym oddzielenie wióra. W literaturze dotyczącej skrawania tworzyw lżeźnych i drewna stosowany jest parametr powierzchniowy stępienia ujmujący starcie na przekroju poprzecznym ostrza [96] oraz inny parametr wyrażający ubytek masy. W literaturze w języku niemieckim używany jest parametr SV wyrażający skrócenie ostrza mierzone w rzucie na powierzchnię natarcia [96,98], tym parametrem posługiwał się autor przy wyznaczaniu zużycia się ostrzy strugarek w trakcie badań eksploatacyjnych.

Zmniejszenie zużycia narzędzi możliwe jest poprzez poprawę ich właściwości użytkowych poprzez:

- modyfikację kształtu narzędzia,
- modyfikację właściwości materiału narzędzia np. poprzez obróbkę cieplno-chemiczną,
- modyfikację powierzchni roboczych narzędzia poprzez nałożenie cienkiej twardej powłoki o odpowiednich właściwościach przeciwzużyciowych.

W dalszej części pracy omówiona zostanie istota modyfikacji poprzez stosowanie cienkich powłok, budowa, rodzaje, zasady doboru, metody nanoszenia.

5. Powłoki przeciwzużyciowe – powody ich stosowania i kierunki prac badawczych

Z punktu widzenia tribologicznych procesów zachodzących na powierzchniach ostrza w trakcie skrawania metalu, drewna lub materiałów drewnopochodnych możemy wyróżnić dwa powody w celu właściwego zabezpieczenia powierzchni roboczych twardymi powłokami:

– zwiększenie odporności na zużycie materiału powierzchniowego

- zwiększenie twardości warstw wierzchnich powierzchni roboczych narzędzi,
- zmniejszenie współczynnika tarcia w strefie kontaktu narzędzia z wiórem i przedmiotem obrabianym,
- stworzenie bariery dla wnikania ciepła do narzędzia,
- ograniczenie dyfuzji.

– zmiana warunków tarcia w strefie styku

- zmniejszenie sił skrawania,
- obniżenie temperatury skrawania,
- zmniejszenie nagrzewania się narzędzia,
- zmniejszenia skłonności do tworzenia się narostu,
- skrawanie bez konieczności stosowania płynów obróbkowych,
- zwiększenie prędkości skrawania.

O wyborze odpowiednich powłok spełniających powyższe wymagania dodatkowo należy wziąć pod uwagę rodzaj obróbki oraz rodzaj materiału skrawanego (rodzaj drewna lub materiałów drewnopochodnych).

Powłoki na narzędzia do obróbki drewna i materiałów drewnopochodnych można zaliczyć do czterech grup:

- oparte na TiAlN,
- oparte na CrN,
- oparte na DLC,
- inne.

TiAlN jest powszechnie stosowaną powłoką dla procesów charakteryzujących się dużą szybkością skrawania. Powłoki oparte na TiAlN z metaliczną międzywarstwą o niskim module elastyczności, takie jak Al, Cu, Ti przyczyniają się do poprawy wydajności skrawania. Takie powłoki wielowarstwowe o strukturze nanometrowej pierwszy wytworzył J.M. Castanho [114]. Powłoki z warstwą metaliczną o grubości 80 nm z Ti lub Al nanoszono naprzemiennie z warstwą TiAlN. Ogólnie twardość i moduł Younga takich powłok miały nieznacznie mniejsze wartości niż powłoki jednowarstwowe TiAlN, ale współczynnik H/E charakteryzował się podobną wartością. Przede wszystkim jednak, dla powłok TiAlN/Ti i TiAlN/Al wystąpił znaczący wzrost adhezji. Powłoki takie były wprowadzane na narzędzia z wkładkami z węglików oraz na narzędzia ze stali szybko tnącej (HSS) stosowane do obróbki materiałów drewnopochodnych [116].

Nowe podejście do budowy powłok przeciwzuzyciowych zostało zaprezentowane przez Stuebera [117]. Polega na projektowaniu powłok nanokompozytowych złożonych z trójskładnikowych lub czteroskładnikowych metastabilnych twardych faz takich jak (Ti,Al)(C,N) czy Ti,Cr(C,N) i amorficznego węgla (a-C) [117]. Takie powłoki wielowarstwowe składają się z cienkich, o grubości nanometrów, różnych warstw węglików metali. Przez autorów są one nazywane nanowarstwowymi powłokami kompozytowymi. Twardość powłok wynosi od 12,5 do 13,5 GPa i nie zmienia się z ilością warstw w powłoce. Charakterystyczną cechą tych powłok jest stabilność architektury; nie zmienia się podczas wygrzewania w próżni przez 4 h w temperaturze 1000°C. Nie obserwuje się również rekrytalizacji. Rezultat ten wskazuje na istnienie w warstwach bardzo stabilnych granic ziarn. Dlatego takie powłoki są obiecujące dla rozwoju zaawansowanych technologicznie powłok przeciwzuzyciowych stosowanych w przypadku niezwykle obciążonych narzędzi.

Faga [119] i inni badali wpływ stosowania tego typu powłok naniesionych na stal szybko tnącą HSS18, zwykle używaną do produkcji noży do strugania wzdłużnego i poprzecznego oraz na stal stopową 90CMV8 stosowaną na narzędzia do rozdrabniania wiórów. Dla porównania badano narzędzia z powłoką DLC. Testy obróbki skrawaniem prowadzono na frezarce dolnowrzecionowej z szybkością skrawania 1740 m/min i szybkością posuwu 3000 mm/min. Zbadano m.in. następujące układy materiałów powłokowych:

1. powłoki jedno- i wielowarstwowe naniesione metodą katodowego odparowania łukowego na nieazotowane podłoża,
2. powłoki jedno- i wielowarstwowe naniesione metodą katodowego odparowania łukowego na podłoża azotowane w niskiej i wysokiej temperaturze,
3. powłoki DLC wytworzone metodą RF PACVD i metodą katodowego odparowania łukowego na nieazotowanych podłożach,
4. powłoki DLC wytworzone metodą RF PACVD i metodą katodowego odparowania łukowego na podłożach azotowanych w niskiej i wysokiej temperaturze.

Wyniki badań wskazują, że narzędzia pokryte powłokami DLC charakteryzują się wyższymi wydajnościami skrawania w jednakowych warunkach skrawania. Powłoki wielowarstwowe na bazie CrN wykazują lepsze właściwości przeciwzuzyciowe niż jednowarstwowe, ale jest to zależne od rodzaju podłoża. Najwyższą wydajność wykazują powłoki DLC oraz CrN naniesione metodą katodowego odparowania łukowego na nieazotowane podłożach. Także powłoki CrN naniesione na noże po procesie niskotemperaturowego azotowania podłoża wykazują znaczący wzrost trwałości.

Analiza morfologii zużycia noży na końcu testu skrawania wskazuje, że w narzędziach bez owłoki lub po wysokotemperaturowym azotowaniu nastąpiło uszkodzenie krawędzi, podczas gdy narzędzia z powłoką z CrN i DLC wykazują powolne stałe zużycie. Analiza zjawisk pękania obserwowanych na badanych narzędziach wskazuje, że przy narzędziach ze zbyt kruchą strukturą, występującą w przypadku azotowania wysokotemperaturowego, obserwuje się przedwczesne uszkodzenie krawędzi tnących [136].

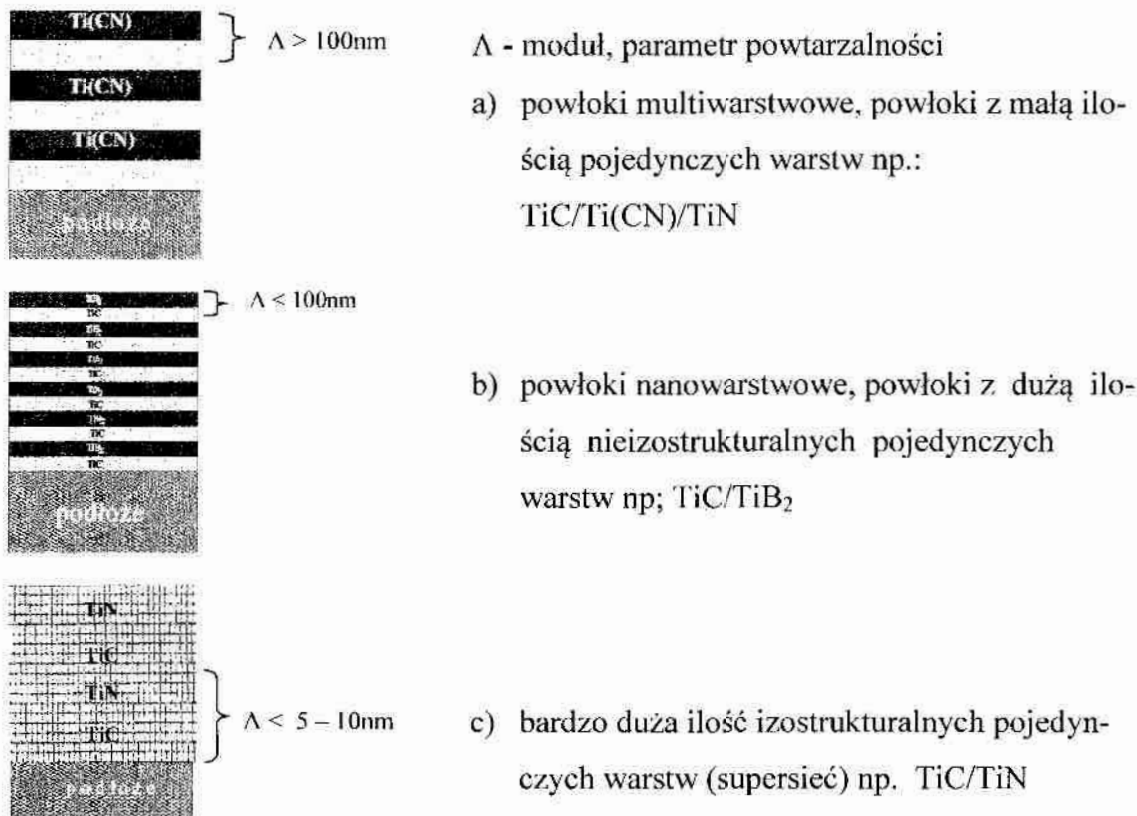
Prace związane z powłokami opartymi na CrN wytwarzanymi metodami PVD do poprawy odporności na zużycie narzędzi do obróbki drewna są przedstawiane w pracach [82,101,102,104,105,110,120,123,127,138-141]. Stosowano głównie dwa materiały podłożowe, węgielny spiekany i stal szybko tnącą, a także różne metody nakładania - zarówno rozpylanie magnetonowe jak i katodowe odparowanie łukowe. Uzyskano informacje o wpływie napięcia podłoża a naprężenia wewnętrzne w powłokach, twardość, adhezję, morfologię powierzchni. Stwierdzono, że przy zbyt grubej warstwie krawędzie narzędzi skrawających zaokrąglają się, co jest przyczyną wzrostu ich zużycia. Jednocześnie twardość powłoki CrN na podłożu z węglaków spiekanych osiąga maksymalną wartość przy grubości 2 μm [104]. Naprężenia wewnętrzne w powłoce, rosnące z grubością powłoki, mogą powodować rozprzestrzenianie się nieciągłości, takich jak pęknięcia delaminacja, co może skutkować zmniejszeniem ostrości ostrza tnącego [53].

Z przedstawionych wyżej rozważań wynika, że powłoki Cr-(X)-N, gdzie X stanowi domieszkę do CrN, wykazują dobre właściwości w zastosowaniach do obróbki drewna. Istotna jest architektura powłoki i metoda jej nakładania.

5.1. Budowa i skład powłok przeciwzużyciowych

Powłoki przeciwzużyciowe ze względu na budowę można podzielić na jednowarstwowe i wielowarstwowe [11,37,48,49]. Te ostatnie z kolei podzielić można na [11,48]:

- a) złożone z ograniczonej ilości pojedynczych warstw (monowarstw) o różnych właściwościach. Budowa strukturalna powłok wielowarstwowych zwykłych powoduje zakłócenie kolumnowego wzrostu kryształów podczas nanoszenia poszczególnych warstw, prowadząc do powolniejszego niż przy powłokach jednowarstwowych zużycia tribologicznego [48],
- b) powłoki z większą ilością powtarzalnych, nieizostrukturalnych (heterostrukuralnych) warstw, wytwarzanych z co najmniej dwóch materiałów o odmiennej strukturze i niekoherentnej granicy międzyfazowej np. TiC/TiB₂,
- c) powłoki z bardzo dużą ilością powtarzalnych izostrukuralnych (homostrukuralnych) warstw wytwarzanych z co najmniej dwóch materiałów powłokowych o takich samych wiązaniach chemicznych i komórkach sieciowych, nieznacznie różniące się parametrami sieci, tworzących koherentne granice międzyfazowe np. TiN i TiC a w konsekwencji tworzącą silnie naprężoną sieć krystaliczną tzw. supersieć.



Rys.14. Różne typy powłok wielowarstwowych [11].

5.2. Narzędzia modyfikowane powłokami przeciwzużyciowymi.

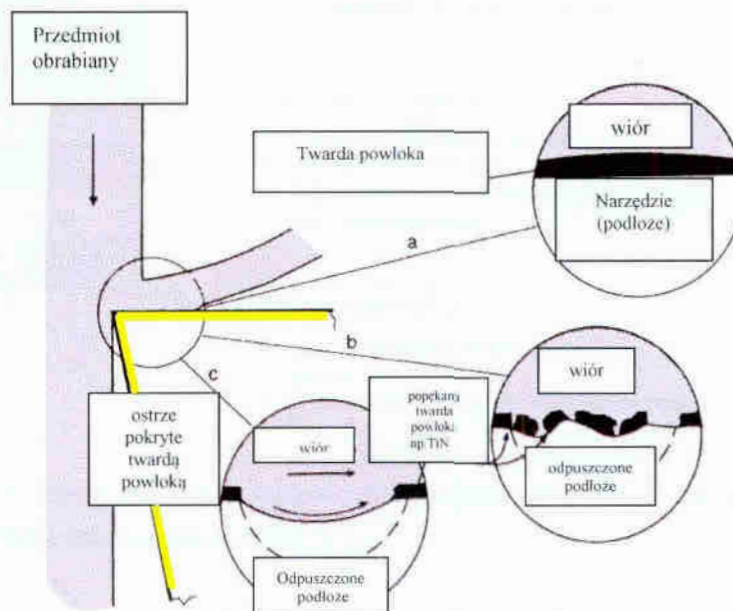
W wyniku badań zamieszczonych w pracach [39,51,52,79] stwierdzono, że głównym czynnikiem zużycia ostrzy narzędzi wykonanych ze stali szybko tnących jest zużycie ścierne, adhezyjne oraz zmęczeniowe. Zużycie wytrzymałościowe może objawiać się w postaci pęknięć wykruszeń ale również w postaci deformacji plastycznej warstwy wierzchniej materiału ostrza, która jest skutkiem wzrostu temperatury powyżej temperatury odpuszczenia [89,115,122] i w konsekwencji występuje zwiększone zużycie ścierne i adhezyjne ostrza narzędzia. Na narzędziach bez powłoki o intensywności poszczególnych postaci zużycia decyduje warstwa wierzchnia materiału ostrza.

W przypadku narzędzi z twardą powłoką w początkowym okresie pracy ostrza zużycie ścierne i adhezyjne zależy od właściwości tribologicznych twardej powłoki oraz od struktury warstwy przejściowej i właściwości podłoża. Wystąpienie zużycia wytrzymałościowego zależy natomiast od właściwości materiału ostrza, a głównie jego warstwy wierzchniej. Dlatego w ostatnich latach wprowadza się technologie typu duplex tj. azotowanie jarzeniowe w celu poprawy twardości podłoża i następnie nakładanie twardych powłok [4]. Trudno bowiem oczekiwać, aby powłoka o grubości kilku mikrometrów, nawet charakteryzująca się wysoką twardością i odpornością na odkształcenia plastyczne, mogła zapobiec procesowi powstawania naprężeń i odkształceń w warstwie wierzchniej. Strefa podwyższonych temperatur i naprężeń obejmuje znacznie głębsze obszary materiału ostrza niż grubość twardej powłoki.

Powłoki wykazują kilkakrotnie mniejszy współczynnik przewodnictwa cieplnego. Stanowią zatem barierę cieplną hamując dopływ ciepła do podłoża. Wymuszają w ten sposób rozproszenie w wiórze wytworzonej energii cieplnej. Wielkość strumienia cieplnego przekazywanego do ostrza skrawającego może być zmniejszona nawet o 20-30% w wyniku pokrycia narzędzi warstwą przeciwwyżyciową [53].

Proces zużywania ostrzy z twardymi powłokami jest odmienny od zużywania ostrzy niepokrytych i jak stwierdzono w pracach [6,84,85] ich zużycie występuje głównie w wyniku pęknięcia, rozdrobnienia i odrywania mikroplątków powłoki na skutek zahaczania wióra o powstałe mikro- i pęknięcia na powierzchni natarcia, a także na skutek zahaczania przedmiotu obrabianego o powierzchnię przyłożenia ostrza.

Narzędzia ze stali szybko tnącej pokryte twardą powłoką ulegają również miejscowemu odkształceniu plastycznemu w wyniku odpuszczania spowodowanego wysoką temperaturą w strefie kontaktu wióra i narzędzia. W wyniku tego następuje pęknięcie warstwy i miejscowa delaminacja. Na rys. 15 przedstawia mechanizm zużywania się twardej powłoki w procesie skrawania na sucho z dużymi prędkościami.

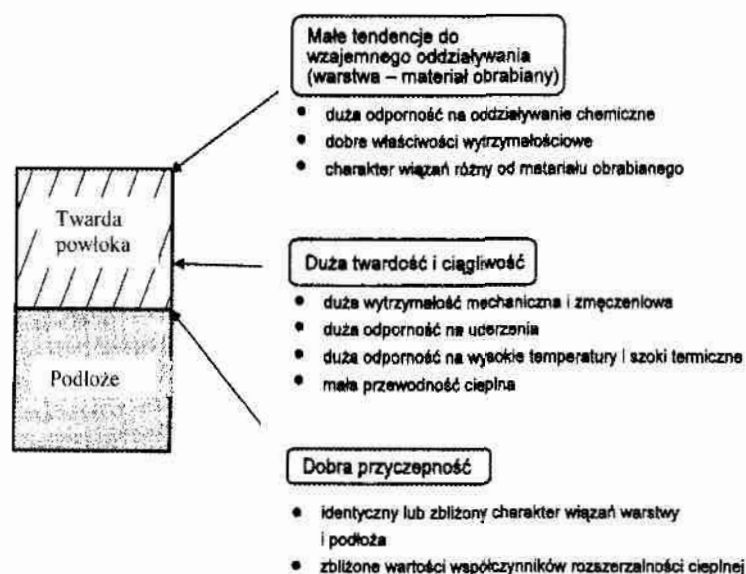


Rys. 15. Proces zużywania się twardej powłoki na ostrzu noża w czasie skrawania na sucho z dużą prędkością [86], a) stan początkowy, b) odpuszczanie podłoża i pęknięcie powłoki, c) delaminacja.

Rozdrobnienie warstwy może być związane z jej odpornością na powstawanie i rozprzestrzenianie się pęknięć. Destrukcyjny wpływ powstałej szczeliny (pęknięcia) jest szczególnie groźny w materiałach kruchych, z uwagi na znaczną prędkość jej propagacji. W materiałach plastycznych powstaje plastyczne płynięcie na końcach szczeliny, powodując umocnienie materiału i znaczne zmniejszenie prędkości jej propagacji. Nie ma prostej zależności wpływu kruchości warstwy na jej odporność na zużycie ścierne [50,53]. Twarde powłoki nawet po ich częściowym przecięciu wykazują jeszcze ochronne działanie i zużycie może przebiegać inaczej niż dla narzędzi bez powłoki. Polega ono na przeciwdziałaniu ścieraniu powierzchni natarcia i przyłożenia przez fragmenty pozostałej do końca warstwy.

3. Kryteria doboru materiałów na powłoki

Cienkie powłoki wytwarzane metodami PVD i CVD na ostrzach narzędzi powinny w istotny sposób polepszać ich parametry eksploatacyjne. Powinny one spełniać wiele wymagań w każdej ze stref układu twarda powłoka-podłoże tj.; na powierzchni, w warstwie, w strefie przejściowej pomiędzy powłoką i podłożem i samym materiałem narzędzia. Na rys. 16 przedstawiono chemicznie wymagania dla poszczególnych stref: twarda powłoka – podłoże [5,6,11]. Twarda powłoka, będąca w kontakcie z materiałem obrabianym, powinna się charakteryzować małą reaktywnością z obrabianym materiałem oraz możliwie niskim współczynnikiem tarcia [5,37,52]. Powinna cechować się w swojej objętości dużą twardością, a jednocześnie dobrą ciągliwością, aby zapewnić rozładowywanie naprężeń własnych bez obawy jej uszkodzenia i pęknięcia.



rys. 16. Wymagania dotyczące materiałów stosowanych jako warstwy w skojarzeniu z określonym podłożem oraz warunki ich realizacji [84].

Dyfuzyjna strefa przejściowa pomiędzy materiałem podłoża i nałożoną warstwą powinna zapewnić dobrą adhezję [13, 27,48]. W tabeli nr 1 zestawiono wybrane właściwości mechaniczne i fizyczne wybranych powłok przeciwzużyciowych.

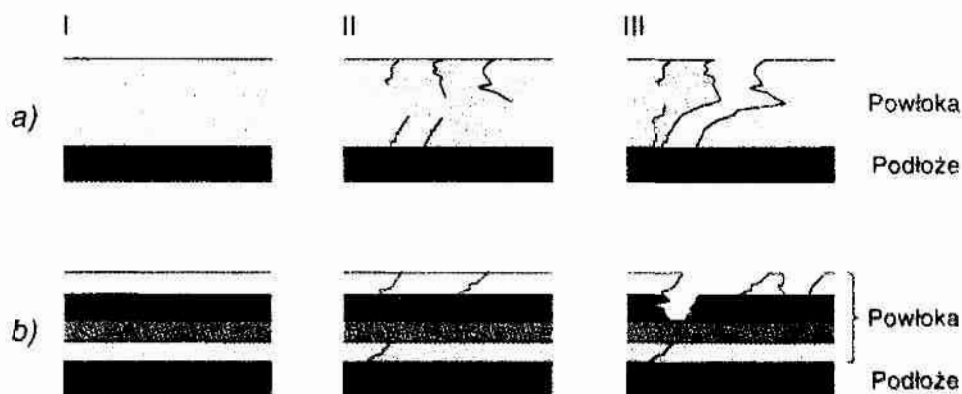
Tab.1 Wybrane właściwości mechaniczne i fizyczne wybranych powłok przeciwzużyciowych [54].

Materiał	Temperatura topnienia lub rozkładu [K]	Twardość HV	Gęstość ρ [g/cm ³]	Współczynnik Sprężystości Wzdłużnej E [GPa]	Współczynnik rozszerzalności cieplnej α [10 ⁻⁶ K ⁻¹]	Przewodność cieplna właściwa λ [W·m ⁻¹ ·K ⁻¹]	Temperatura max. Pracy [K]	Współczynnik tarcia suchego względem stali μ
Twarde materiały jonowe								
Al ₂ O ₃	2320	2100	3,98	400	6,5	25		
TiO ₂	2040	1100	4,25	200	9,0	9		
SiO ₂	1973	1100	2,27	151	0,55	2		
MgO	3100	750	3,77	320	13,0	-		

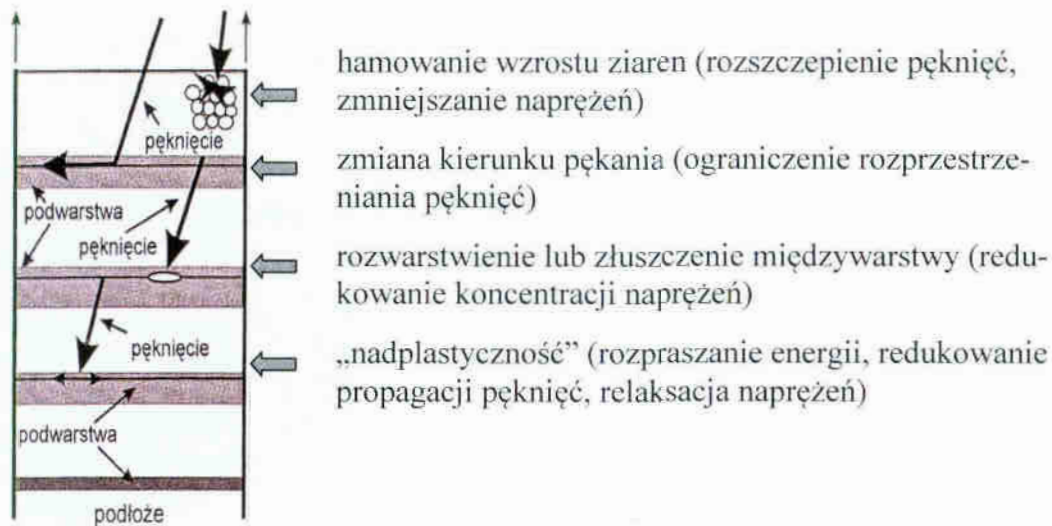
Twarde materiały kowalencyjne								
C Diamant	4073	8000-10000	3,52	1050	1,0	900-3200		
DLC		2000-6000	1,5-1,8	250-600		2000		0,005-0,5
BN(kub.)	3000	5000	3,48	440	-	-		0,23-0,38
SiC	3030	2600	3,22	480	5,3	84		
Si ₃ N ₄	2173	3700	3,19	310	2,5	17	>2000	
AlN	2523	1200	3,26	350	5,7	-		
Twarde materiały metaliczne								
TiN	3223	2100	5,4	590	9,3	30	873	0,4-0,7
CrN	1773	1700	6,14	310	2,3	11,9	973	0,4-0,9
Cr ₂ N		2200	6,51		9,4	21,8		
TiC	3340	2800	4,9	460	8,3	34	673	0,15-0,4
TiCN		2800-4500			9,4	43	723	0,25-0,5
TiAlN		2500-3500			6-7	22	1123	0,3-0,6
Materiały podłoża								
Stal SW7M	1673	900	7,8	250	11	50	800	0,37-0,5
Węgiel sp. WC+6Co	3023	1600	14,9	630	5,5	80	1200-1500	0,32

5.4. Mechanizm niszczenia powłoki

Mechanizm niszczenia powłok jest w dużym stopniu związany z jej twardością i kruchością. Najogólniej jest on inny dla powłok jednowarstwowych i wielowarstwowych (rys. 17). W powłoce jednowarstwowej inicjacja mikropęknięć pod wpływem nacisków występujących np. w strefie skrawania następuje zarówno od jej powierzchni (zawsze), jak i od strony podłoża (rzadziej). Propagacja i łączenie się mikropęknięć niszczy powłokę na całej grubości (w przekroju poprzecznym). W powłoce wielowarstwowej inicjacja mikropęknięć rys. 17 i 18 [11,37] następuje głównie na powierzchni powłoki. Granice międzyfazowe między warstwami powłoki blokują ruch dyslokacji [49], zmieniają kierunki propagacji mikropęknięć i zwiększają trwałość mechaniczną. Powłoka zużywa się (wykrusza się) warstwowo. Dlatego pojedyncze powłoki osadza się rzadko, zwykle stosuje się powłoki 2÷4 warstwowe o łącznej grubości kilku mikrometrów.



rys. 17. Mechanizm niszczenia powłok [37]: a) jednowarstwowych, b) wielowarstwowych.

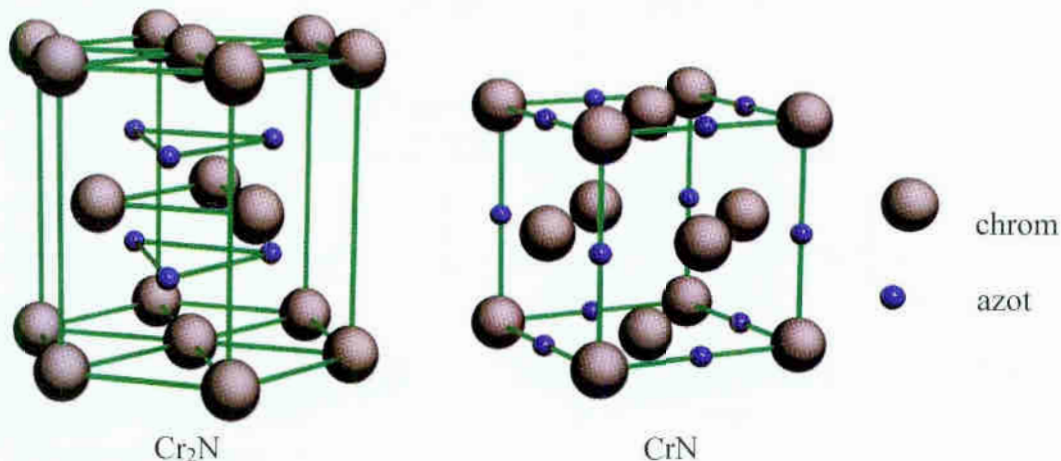


Rys.18. Odporność na naprężenia dynamiczne powłok wielowarstwowych [11].

5. Azotek chromu

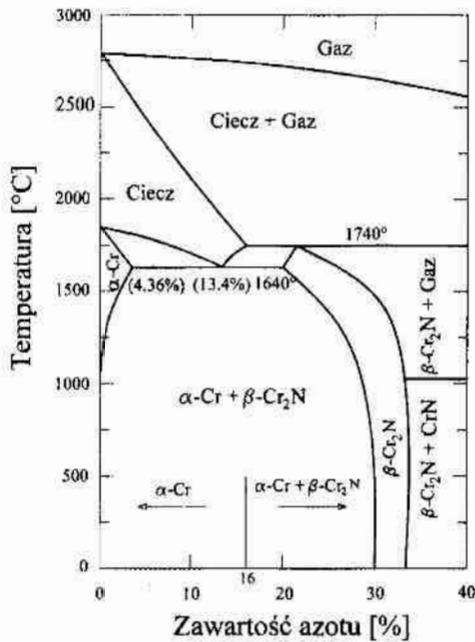
Ze względu na doskonałe właściwości: dobrą odporność na zużycie, wysoką odporność korozyjną, wyjątkową odporność na ścieranie, azotek chromu znalazł szerokie zastosowanie jako powłoka przeciwzużyciowa na narzędzia do skrawania, frezowania i gwintowania elementów wykonanych z tytanu i jego stopów, mosiądzu, miedzi i innych metali kolorowych, modyfikacji powierzchni form odlewniczych, stempli a także części maszyn. Azotek chromu charakteryzuje się dużą odpornością chemiczną i wykazuje wyjątkowo małe powinowactwo w stosunku do obrabianych metali nieżelaznych. Powłoki te można otrzymywać technikami PVD, zarówno magnetroowymi jak i łukowymi [33,34].

W układzie równowagi chromu i azotu istnieją dwie fazy: Cr_2N (faza β) o sieci heksagonalnej i CrN (faza γ) o sieci regularnej ściennie centrowanej (rys.19)



Rys. 19. Struktura krystalograficzna a) Cr_2N i b) CrN [29]

Obie fazy różnią się zawartością azotu. Cr_2N posiada zmienną zawartość azotu w zakresie 9,3÷11,9% wag. a CrN zawiera 21,7% wag. azotu [29,30,31] . Wykres równowagi fazowej Cr-N przedstawiono na rys. 20.



Rys. 20. Wykres fazowy Cr-N [24].

W procesach PVD azotki chromu powstają w wyniku reakcji plazmowo-chemicznych zachodzących w środowisku zjonizowanych par chromu i atmosfery reaktywnej tworzonej przez wzbudzone i zjonizowane molekuly gazu. W zależności od energii cząstek plazmy i składu atmosfery, można tworzyć różne kompozycje powłok, jednowarstwowe CrN lub Cr₂N oraz wielowarstwowe Cr/ Cr₂N, CrN/ Cr₂N [23,24,25,29].

Wybrane właściwości azotku chromu

Ważniejsze właściwości CrN i Cr₂N oraz czystego chromu zestawiono w tabeli 2 [32,36,37].

Tabela 2. Ważniejsze wielkości fizyczne Cr, CrN i Cr₂N.

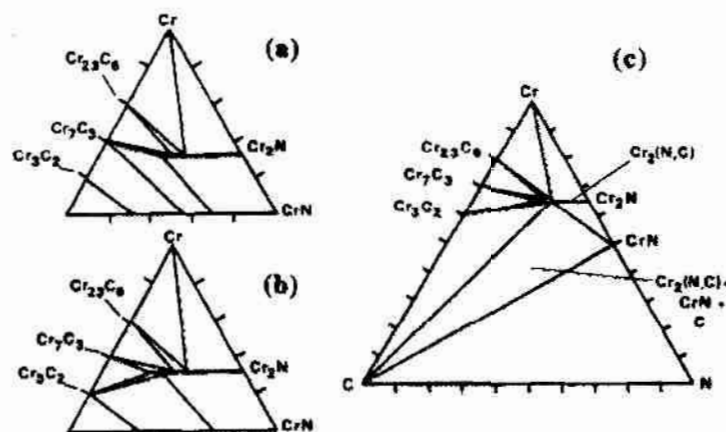
Parametr	α - Cr	β - Cr ₂ N	γ - CrN
Struktura krystalograficzna	bcc	hcp	fcc (typ NaCl)
Stała sieciowa a,c [nm]	a=0,288	a=0,275 c=0,447	a=0,417
Gęstość [g/cm^3]	7,15	6,54	6,18
Twardość [GPa]			
w objętości	1,35-10	15,7	11
dla warstwy	8-10	27	15
Moduł Young'a [GPa]			
w objętości	180		231-244
dla warstwy	132		330-400
Współczynnik rozszerzalności liniowej α [10^{-6}K^{-1}]	6,2	9,41 293-1373K (20-1100°C)	2,3 293-1073K (20-800°C) 7,5 1123-1373K (850-1100°C)
Współczynnik przewodn. cieplnego [$\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$]	93,9	21,8	11,9
Temperatura topnienia rozkładu K [°C]	2453K (2180°C)	1773-1923K (1500-1650°C)	1123-1373K (1083-1500°C) początek utleniania 973K (700°C), w temperaturze 1353K (1050°C) przemiana fazowa do β - Cr ₂ N
Naprężenia wewnętrzne [GPa]		-1,5/-2	+0,1/-5,5
Współczynnik Poissona	0,21		0,26
Barwa	srebrzysta z niebieskawym odcieniem	srebrzysto-szara	srebrzysto-szara

Podczas nanoszenia w procesach PVD azotek chromu nie wykazuje tendencji do narastania w narożach i na ostrzach. Charakteryzuje się lepszą adhezją od innych powłok otrzymywanych w procesach plazmowych. Typowy współczynnik tarcia zawiera się w granicach od 0,5 do 0,9 (wielkość tego współczynnika zależy od warunków testu, materiału przeciwpróbki, smarowania, obciążenia, prędkości a także chropowatości powłoki). CrN nie wykazuje właściwości do zlepiania się z innymi materiałami (co ma bardzo duże znaczenie przy zużyciu adhezyjnym). Wykazuje dobre przewodnictwo elektryczne. Odporność chemiczna bardzo wysoka w stosunku do kwasów i rozтворów żrących. W zastosowaniach, gdzie wymagana jest duża odporność na zużycie cierne, korozyjnocierne i zakleszczenia wykazuje lepsze właściwości niż TiN, TiCN [28,35].

Układ potrójny Cr-C-N

Niezależne dodanie węgla do związku metali grup przejściowych IV-VI (Cr, Ti, Mo, Zr, W, Hf, V) z azotem (np. CrN, TiN) może powodować inne właściwości termofizyczne i tribologiczne w porównaniu do związków MeN [39, 72-74]. Na przykład, czas „życia” narzędzi do cięcia maszynowego stali z wkładkami pokrytymi TiCN przewyższa kilkakrotnie te, które były pokryte tylko TiN. Wiele innych przykładów wykorzystania warstw azotkowych z dodatkiem węgla [28,64,65,66] pozwoliło autorowi niniejszej pracy na zainteresowanie się problemem, rzadko prezentowanym w publikacjach, wpływu węgla na właściwości powłok układu Cr-C-N.

W układzie trójskładnikowym Cr-C-N powstać może wiele faz podwójnych i potrójnych. Są to między innymi fazy: heksagonalna Cr_2N i regularna ściennie centrowana CrN, regularna ściennie centrowana $Cr_{23}C_6$, rombowe Cr_7C_3 i Cr_3C_2 , metastabilna regularna ściennie centrowana CrC oraz fazy potrójne CrCN o strukturze głównie rombowej [40]. Warunki nanoszenia powłok znacząco wpływają na ich skład fazowy. Wykres izotermiczny równowagi fazowej układu Cr-C-N przedstawiono na rys. 21.



Rys. 21. Wykres izotermiczny układu Cr-C-N w temp. 1673K(a), 1373K(b) i 800 K (c) [43].

Warstwy węgla chromu CrC, ze względu na dobrą odporność na wykruszanie i pękanie nanoszone są na narzędzia wykorzystywane przy obróbce skrawaniem stopów aluminium i tytanu. Stosowane są do narzędzi do kucia i form do odlewania ciśnieniowego. Zaletą tych powłok jest możliwość pracy nawet do 650 °C. Mają one także nieznacznie wyższą twardość niż warstwy azotku chromu (CrN).

Powłoki CrCN łączące cechy azotku i węgla chromu, mają nieznacznie wyższą twardość niższy współczynnik tarcia od CrN oraz wyższą wytrzymałość zmęczeniową i odporność na koroję. Ponadto wprowadzenie małych ilości węgla do układu Cr-N powoduje zmniejszenie naprężeń wewnętrznych skutkujących wzrostem adhezji warstw. Powłoki te nanosi się głównie na elementy narażone na wysokie obciążenia mechaniczne, oraz wzrost twardości. Charakteryzują się również wysoką odpornością na ścieranie [40,42,45]. W szczególności, na podstawie badań przedstawionych w pracy [45] stwierdzono, że dodatek węgla powoduje wzrost twardości od 18 GPa dla powłoki CrN do 24 GPa dla powłoki CrCN przy maksymalnym stężeniu węgla 20 % at. Zaobserwowano również dodatni wpływ węgla na wartość średniego współczynnika tarcia, która nieznacznie maleje od 0,49 dla CrN do 0,45 dla Cr-C(39,1at%)-N. Zmianę zawartości węgla w powłokach CrCN uzyskiwano poprzez zmianę stosunku natężenia przepływu dwóch gazów reaktywnych $f_R = f(C_2H_4)/f(N_2)$ od 0 do 0,2. Otrzymywano warstwę składającą się głównie z kubicznej fazy δ -CrCN [46,47]. Obserwowano również kubiczną fazę bcc α -Cr pochodzącą od kropli chromu w warstwie. Objętość tej fazy nie przekraczała 2% w stosunku do podstawowej fazy δ . Wielkość naprężeń wewnętrznych (szczątkowe) obserwowanych w powłoce wahała się od 5,5 GPa dla $f_R = 0$ do 0,9 GPa dla $f_R = 0,2$ i były to zawsze naprężenia ściskające. Dla powłoki, która zasadniczo składa się z pojedynczej fazy δ -CrCN są to naprężenia powstające w wyniku:

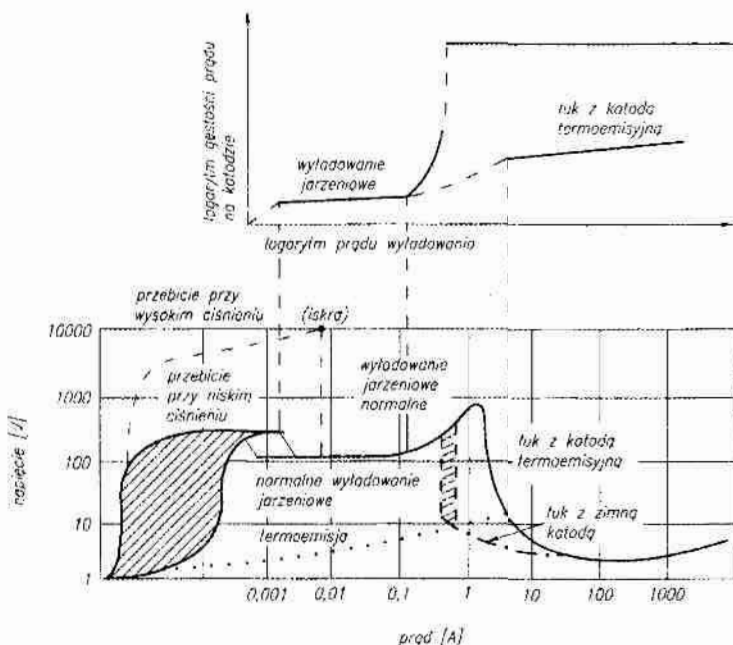
- mikrostrukturalnych defektów wywoływanych przez uderzenia jonami o dużej energii podczas wzrostu powłoki (naprężenia wewnętrzne),
- naprężeń termicznych wywołanych różnicą wielkości współczynników rozszerzalności liniowej powłoki i podłoża.

Obszerne badania wpływu stężenia węgla w układzie potrójnym Cr-C-N przedstawiono w pracy [47]. Porównywano właściwości warstw w zależności od zastosowania różnego gazu reaktywnego (CH_4 , C_2H_6 , C_2H_4 , C_2H_2) oraz jego udziału w stosunku do drugiego gazu reaktywnego tj. azotu. Zaobserwowano, że lepszą siecią do powstawania węglików chromu jest sieć zbudowana z fazy β -Cr₂N niż fazy kubicznej γ -CrN. Ze wzrostem udziału metanu w przepływie gazu reaktywnego następuje zmiana struktury krystalograficznej z romboedrycznej Cr₃(CN)₂ na heksagonalną Cr₇C₃ a azot jest rozpuszczony w sieci węglików.

1. Katodowe odparowanie łukowe - CAPVD

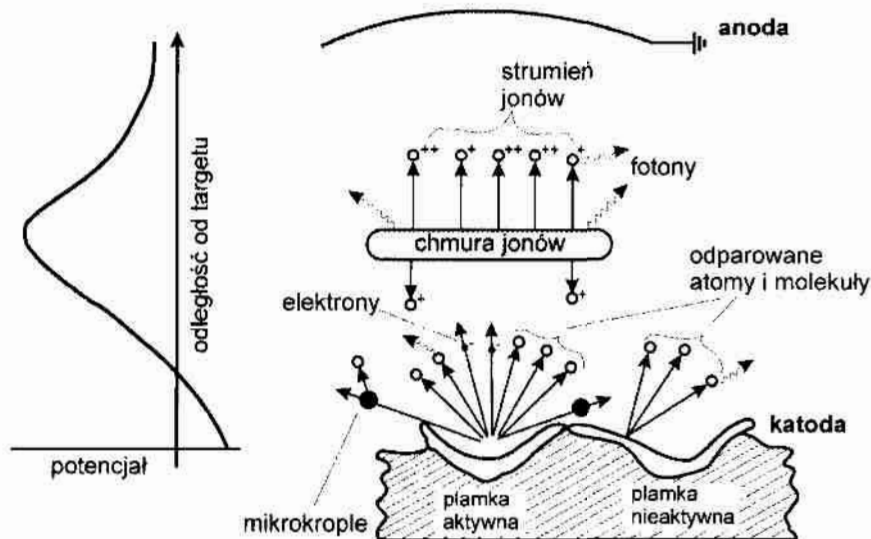
Istnieje wiele prac [5,6,7,8,13,14,16,17] które pokazują, że pośród metod otrzymywania twardych powłok, stosowanych do pokrywania narzędzi dominującą metodą jest metoda łukowa z zimną katodą opracowaną w połowie lat siedemdziesiątych w Charkowskim Instytucie Fizyko-Technicznym. Licencję na rozpowszechnianie tej metody kupiła w 1979r. amerykańska firma Multi-Arc, która przyczyniła się do jej udoskonalenia i rozpowszechnienia [9,10,19]. W rozwiązaniu tym pary metalu otrzymywane są w wyładowaniu łukowym z zimną katodą ($U \sim 70V$, $I \sim 200A$). W źródle tym wyładowanie występuje głównie w parach materiału katody. Przy tych parametrach procesu i przy stosowanych ciśnieniach ($10^{-5} \div 10Pa$) plazma charakteryzuje się wysokim stopniem jonizacji 30-100% [10], przy średniej energii kinetycznej cząstek 5-80[eV] (energia cząstek zależna jest od ciśnienia i napięcia między katodą i anodą) i w konsekwencji proces katodowego odparowania łukowego charakteryzuje się wysoką wydajnością nakładania powłok [128].

Elektryczne wyładowanie w gazach rozrzedzonych, w których powstaje plazma ma bardzo różny charakter w zależności od warunków i parametrów pracy: ciśnienia, rodzaju gazu, mocy źródła elektrycznego, natężenia prądu, temperatury elektrody itp. Różnorodność wyładowań w gazie dla samoistnego wyładowania prądu stałego przedstawiono na rys. 22.



Rys.22. Charakterystyka napięciowo-prądowa wyładowania elektrycznego w gazach [7].

Początek krzywej odpowiada przebiciu gazu lub wyładowaniu iskrowemu i jest to wyładowanie niestacjonarne (pole zakreskowane). Po wystąpieniu zapłonu wyładowania elektrycznego w zakresie małych natężeń prądu pojawia się wyładowanie jarzeniowe normalne, które przy wzroście natężenia prądu przechodzi w wyładowanie jarzeniowe anormalne, a następnie w wyładowanie łukowe. Przejście wyładowania jarzeniowego w łukowe może być powolne (krzywa ciągła) lub gwałtowne (linia przerywana obszar zakreskowany). Pierwsze z nich występuje przy wysokiej temperaturze katody i podtrzymywany jest przez termoemisję elektronów, tzw. wyładowanie łukowe z gorącą katodą. Przy niskiej temperaturze katody przejście wyładowania jarzeniowego w łukowe następuje gwałtownie. Powstaje tzw. łuk z zimną katodą, który rozwija się w parach materiału katody emitowanych z tzw. „plamek katodowych”. Na rys. 23 przedstawiono procesy występujące na katodzie oraz w jej pobliżu, w wyładowaniu łukowym z zimną katodą (katodowe odparowanie łukowe).



Rys. 23. Schemat procesów zachodzących na powierzchni katody (targetu) i w jej pobliżu oraz rozkład potencjału dla łuku z zimną katodą [11,12].

W trakcie wyładowania łukowego z zimną katodą prąd wyładowania występuje na stosunkowo niewielkiej powierzchni obejmującej płamkę katodową. Gęstość prądu wyładowania w obszarze płamki osiąga wartość $10^8 - 10^{10} \text{ A/m}^2$, z czego prąd jonowy stanowi 7-12%. W obszarze płamki wydziela się największa moc (powyżej 10^{10} W/m^2), występuje największa temperatura a ciśnienie par materiału odparowanej katody – sięga 10 atm [14]. Z tego względu zjawisko odparowania katody (targetu) ma charakter wybuchowy.

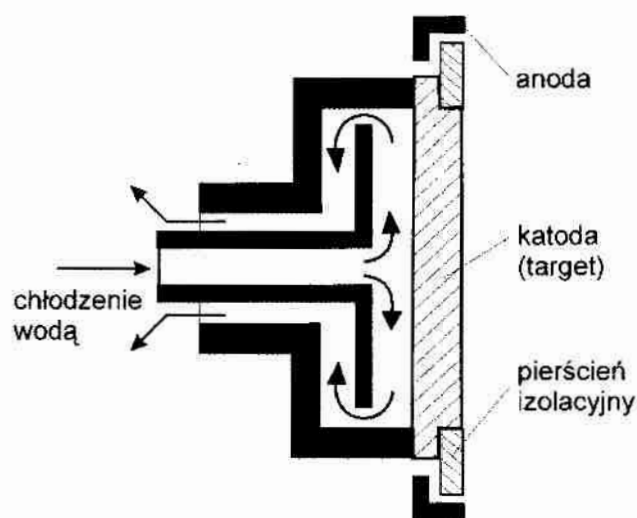
Strumień plazmy zawiera elektrony, jony, atomy i mikrodrople stopionego metalu katody. Obecność w produktach erozji katody fazy mikrokropelkowej jest największą wadą metody łukowej. Powoduje to znacznie zwiększenie chropowatości osadzanych powłok (o rząd wielkości) jednocześnie pogarszając jednorodność ich struktur oraz skład chemiczny. O udziale fazy mikrokropelkowej w osadzonej powłoce decyduje temperatura topnienia materiału katody oraz temperatura jej powierzchni w czasie odparowywania. Dla katod wykonanych z materiałów o niskiej temperaturze topnienia osadzana powłoka zbudowana jest w ok. 50% z mikrokropli, natomiast w przypadku zastosowania katod wykonanych z metali trudno topliwych ich udział zmniejsza się do kilku procent. Porównując katody wykonane z materiałów o podobnej temperaturze topnienia Ti, Zr i Cr pod względem udziału fazy mikrokropelkowej w osadzonej powłoce można stwierdzić, że najmniejszy jej udział zaobserwowano dla warstw chromowych. Jest on kilka razy niższy niż dla katody tytanowej czy cyrkonowej, gdyż współczynnik przewodności cieplnej chromu jest sześć razy większy niż dwu pozostałych metali. Udział tej fazy oraz średnia wielkość kropli wzrasta ze wzrostem prądu wyładowania. Dlatego w technologii łukowej osadzania warstw dąży się do zmniejszenia prądu wyładowania, co jednak wiąże się ze zmniejszeniem szybkości osadzania. Zwiększenie ciśnienia gazu roboczego również prowadzi do zmniejszenia ilości mikrokropli, dlatego przy odparowaniu reaktywnym stosuje się czasami dodatek gazu obojętnego do gazu reaktywnego.

Płamka katodowa przemieszcza się chaotycznie po powierzchni katody [7]. Zastosowanie nawet stosunkowo niewielkiego pola magnetycznego (kilku mT) powoduje ukierunkowanie strumienia plazmy wyładowania. Porządkuje ruch płamki, powodując zwiększenie prędkości przemieszczania się jej po katodzie i lokalizuje ją w obszarze o maksymalnej indukcji pola magnetycznego [17]. Konfiguracja stosowanego pola magnetycznego wpływa na kształt katody [18].

ta konstrukcja powinna zapewnić lokalizację plamki na powierzchni czołowej katody i jednocześnie uniemożliwić przemieszczanie się plamki poza powierzchnię roboczą katody („ucieczka” plamki poza obszar wyladowania grozi poważną awarią komory próżniowej).

Inne metody lokalizacji plamki katodowej polegają na zastosowaniu dielektryka o niskim współczynniku emisji wtórnej tj. borazon-BN lub ekranu elektrostatycznego znajdującego się na potencjale pływającym. Elementy te umieszczone na obrzeżu tarczy nie pozwalają plamce katodowej wyjść poza obszar katody.

Aktualnie stosowane konstrukcje źródeł łukowych stosowanych w urządzeniach technologicznych oparte są na dwóch rozwiązaniach opatentowanych na początku lat siedemdziesiątych przez Snapera i Sablewa oraz w 1984r. przez Mulliarie’go [12,15,19,20,21]. Ideę źródła łukowego wg Mulliarie’go przedstawia rys. 24.



Rys.24. Idea źródła łukowego Mulliarie’go [21]

Inicjacja wyladowania łukowego w próżni dokonuje się poprzez wytworzenie przy powierzchni katody obszaru plazmy. W rozwiązaniach stosowanych w praktyce spotyka się następujące metody jej wytwarzania:

- impulsowe odparowanie warstwy przewodzącej na powierzchni dielektryka,
- przejście do wyladowania łukowego przez wyladowanie jarzeniowe,
- zetknięcie i rozwarcie elektrod (poprzez układ zapłonika) – aktualnie najczęściej stosowane,
- odparowanie wiązką laserową,
- odparowanie wiązką elektronową.

Podsumowując powyższą charakterystykę metod CAPVD można stwierdzić, że występowanie jonów wielokrotnie zjonizowanych, wysoka energia kinetyczna jonów, możliwość czyszczenia podłoża (narzędzi) oraz możliwość instalowania w jednym urządzeniu katod z różnych materiałów, w połączeniu z możliwością odparowania w atmosferze gazów reaktywnych, czynią tę metodę atrakcyjną i często stosowaną. Do zalet tej metody można zaliczyć dobrą jakość warstw w szerokim zakresie parametrów wytwarzania, wysokie szybkości osadzania oraz dobrą jednorodność powłok [5,18,20,22,27,28].

3. Cel i zakres pracy

Celem naukowym pracy jest zdobycie wiedzy dotyczącej wpływu węgla na zmianę właściwości przeciwwzrostowych powłok wielowarstwowych wytworzonych z azotku chromu.

Tezy rozprawy

W szczególności celem realizacji pracy jest udowodnienie następującej **tezy**:
Stosując powłoki azotku chromu uzyska się podwyższenie trwałości narzędzi wykonanych ze stali szybko tnącej oraz jakości powierzchni obrabianej, jeżeli:

- 1 - wytworzy się powłokę, o powtarzającym się kilkakrotnie dwuwarstwowym module Δ ,**
- 2 - jako składniki modułu powłoki zastosuje się warstwy CrN i CrCN o różnych grubościach i zmiennej zawartości węgla w węglowodorku chromu,**
- 3 - na powierzchni powłoki wytworzy się dodatkową warstwę diamentopodobnego węgla (typu ta-C).**

Efektym praktycznym będzie opracowana technologia próżniowo-plazmowa nakładania powłok zwiększająca odporność modyfikowanych narzędzi na zużycie ścierne, korozję w wysokiej temperaturze i w obecności substancji organicznych oraz udary mechaniczne. Celem jest osiągnięcie trwałości i jakości modyfikowanych powłoką narzędzi wykonanych ze stali szybko tnącej porównywalnej do narzędzi wykonanych z węglików spiekanych.

Zakres pracy :

- **Eksperymentalne określenie parametrów technologicznych procesu nanoszenia powłok CrN, Cr₂N, CrCN metodą lukową na podłożu ze stali szybko tnącej (HSS).**
- **Określenie właściwości fizycznych powłok.**
- **Na podstawie wyników badań wytypowanie powłok, które stanowią będą elementy struktury powłok wielowarstwowych.**
- **Otrzymanie powłok wielowarstwowych o założonej strukturze.**
- **Na podstawie badań, głównie tribologicznych, wytypowanie powłok do testów przemysłowych.**

. Metodyka badań

Otrzymane w procesach technologicznych powłoki charakteryzowano następującymi metodami badawczymi:

- 1) dyfrakcja rentgenowska - struktura i skład fazowy, wielkość krystalitów, pomiar naprężeń w powłoce,
- 2) dyfrakcja niskokątowa – skład fazowy,
- 3) mikroanalizator EDX, WDS - skład chemiczny powłok,
- 4) metoda rysy i Rockwella - adhezja,
- 5) metoda Vickersa , nanointender - twardość, mikrotwardość,
- 6) pin-on-disc - współczynnik tarcia, oraz jego zależność temperaturowa, zużycie powłok,
- 7) mikroskopia skaningowa, optyczna - morfologia powierzchni i przełomów,
- 8) profilografometr - chropowatość powierzchni, wielkość stępienia i zużycie narzędzi
- 9) Calotest - grubość powłok,
- 10) badania eksploatacyjne narzędzi na skalę półprzemysłową i przemysłową.

9.1. Skład fazowy

Dyfrakcja rentgenowska

Skład fazowy powłok określano metodą dyfrakcji rentgenowskiej, stosując dyfraktometr rentgenowski DRON2 (promieniowanie Co-K_α). Wartości odległości międzyplaszczynowych d_{hkl} dla powstających płaszczyzn krystalograficznych wyznaczano przy pomocy wzoru Bragga [129] :

$$d = \frac{\lambda_K}{2\sin\Theta} \quad (1)$$

Do identyfikacji faz wykorzystano bazę danych PCPDFWIN 2000.

Niskokątowa dyfrakcja rentgenowska

Dodatkowo skład fazowy określano stosując niskokątową dyfrakcję rentgenowską. Próbkę badano przy użyciu dyfraktometru rentgenowskiego o geometrii Bragg-Brentano (BB) o kącie padania wiązki $\omega=3^\circ$, $\omega=1^\circ$ i $\omega=0,5^\circ$. Wszystkie pomiary wykonano na dyfraktometrze HZG 4 f-my Seifert-PM stosując promieniowanie Cu-K_α.

9.2. Wielkość krystalitów

Do tego celu zastosowano metodę Sherrer'a (dyfrakcja rentgenowska) z poprawką na poszerzenie aparaturowe linii wprowadzoną przez Warren'a i Biscoe [129]. Zgodnie z tą metodą średnią wielkość krystalitów wyznacza się ze wzoru:

$$t = \frac{K\lambda}{\beta\cos\Theta} \quad (2)$$

gdzie: β - szerokość kątowa rentgenowskiej linii dyfrakcyjnej wyrażona w radianach mierzona w połowie maksimum,

K = 0,9.

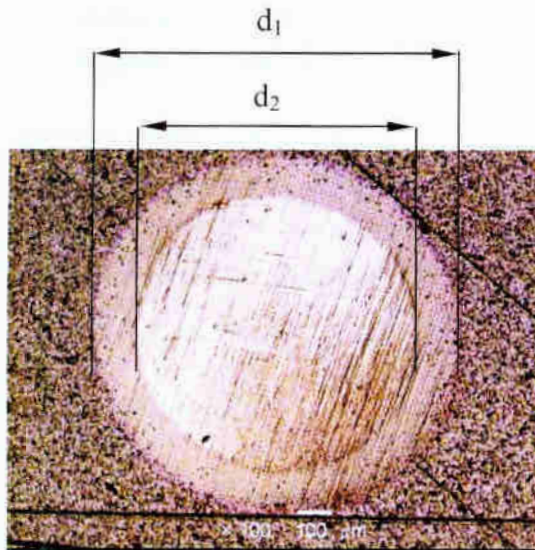
9.3. Skład chemiczny powłok

Skład chemiczny powłok wyznaczano za pomocą mikrosondy rentgenowskiej pracującej modzie falowo- lub energo-dyspersyjnym (WDS, EDS)¹. Badania wykonano na mikroskopie OL 5500LV z przystawką INCA Microanalysis Oxford Instruments.

9.4. Grubość powłok oraz warstw w powłokach wielowarstwowych

Pomiary grubości g powłok wykonywano za pomocą metody Calotest. Opiera się ona na analizie geometrii wytarcia wykonanego za pomocą kuli o znanej średnicy R . Obracająca się kula pokryta jest powierzchniowo pastą diamentową. Ułatwia to powstanie sferycznego wytarcia na óbce (rys. 25). Jeżeli jego głębokość będzie większa niż grubość warstwy widoczne będą dwa koncentryczne koła o średnicach d_2 i d_1 . Do wyznaczenia średnicy dwóch kół wykorzystuje się mikroskop metalograficzny. Grubość powłoki wyznacza się na podstawie wzoru:

$$g = \sqrt{R^2 - \left(\frac{d_2}{2}\right)^2} - \sqrt{R^2 - \left(\frac{d_1}{2}\right)^2} \quad (3)$$



rys. 25. Wytarcie powstające na powierzchni próbki przy pomiarze grubości powłoki.

9.5. Twardość

Pomiary mikrotwardości podłoży i powłok wykonywano na mikroskopie metalograficznym Leophot 2 firmy Carl Zeiss Jena wyposażonym w przystawkę Hannemanna stosując metodę 'ickers'a. Po uwzględnieniu poprawki na kształt wgłębnika mikrotwardość wyznaczano ze wzoru:

$$\mu\text{HV} = 0,18544 \cdot F/d^2 \quad [\text{GPa}] \quad (4)$$

gdzie: F - obciążenie

d - przekątna odcisku

¹WDS (Wave Dispersive X-ray Spectroscopy), EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy).

W przypadku cienkich powłok wyznaczana wartość twardości zależy zwykle od grubości powłoki, wartości podłoża i stosowanego obciążenia. W celu uniknięcia tego wpływu głębokość wnikania wglębnika w badaną powłokę nie powinna być większa niż 1/10 jej grubości [69]. Warunek ten jest praktycznie trudny do spełnienia wobec małych (kilka mikrometrów) grubości powłok. Stąd też stosuje się do wyznaczenia mikroktwardości zastosowaną zależność zaproponowaną przez Jönssona-logmarka [69]:

$$H_f = H_s + \frac{H_c - H_s}{2C \cdot \frac{t}{h} - C^2 \left(\frac{t}{h}\right)^2} \quad (5)$$

gdzie: H_f – twardość powłoki,

H_s – twardość podłoża,

H_c – twardość kompozytu podłoża - powłoka mierzona przy danym obciążeniu,

t – grubość powłoki,

h – głębokość wnikania wglębnika,

C – współczynnik uwzględniający twardość podłoża:

- miękkie, $C = \sin^2 11^\circ$

- twarde, $C = \sin^2 22^\circ$

W badaniach wykorzystano również metodę pomiaru mikroktwardości przedstawioną w pracy [68], której współautorem jest autor rozprawy. Na podstawie spostrzeżeń, że:

- i) odczytywana wartość twardości, przy zwiększaniu obciążenia, zmierza asymptotycznie do wartości bliskiej twardości podłoża H_s ,
- ii) dla obciążeń zmierzających do zera obserwowany jest wzrost odczytywanej wartości twardości powłoki H_f ,

zaproponowano formułę opisującą zależność mikroktwardości H_c od obciążenia L :

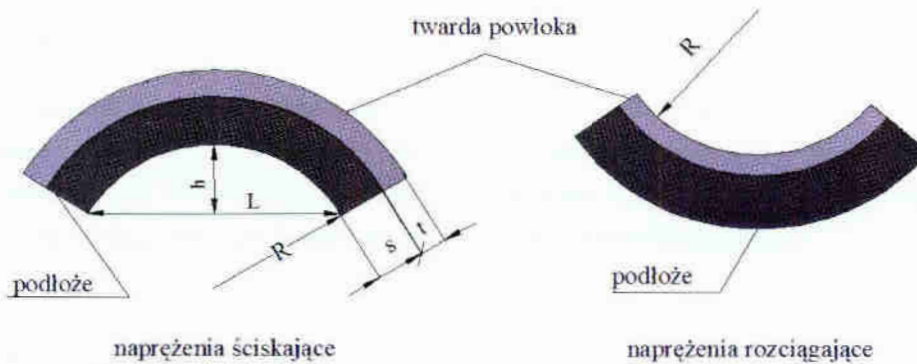
$$H_c = (H_f - H_s) \exp(-L/L_c) + H_s \quad (6)$$

W równaniu powyższym występuje czynnik L_c – oznaczający obciążenie, dla którego mierzona wartość $H_c(L_c)$ małże e-razy względem wartości $(H_f - H_s)$.

Zaproponowana metoda wyznaczania mikroktwardości cienkich powłok, naniesionych na podłoża o różnej twardości, pozwala skutecznie oddzielić wpływ twardości podłoża na wyniki. Szczególnie przydatna staje się ona w przypadkach, gdy podłoża nie może być jednoznacznie uznane za miękkie lub twarde w relacji do twardości badanej powłoki.

9.6. Naprężenia

Naprężenia w powłoce wyznaczano po procesie nanoszenia (ex situ) metodą Stoney'a. W tym celu powłoki nanoszono na podłoża krzemowe o wymiarach 3x20 mm i grubości 0,35mm. Wzajemne oddziaływanie powłoki i podłoża powoduje odkształcenie kompozytu objawiające się zmianą jego krzywizny - rys. 26.



Rys. 26. Metoda pomiaru naprężeń w twardej powłoce.

Do wyznaczenia naprężeń stosowano zależność:

$$\sigma = \frac{1}{6} \frac{E_s \cdot s^2}{(1-\nu_s)t} \left(\frac{1}{R} - \frac{1}{R_0} \right) \quad (7)$$

gdzie: E_s - moduł sprężystości podłoża,

ν_s - liczba Poissona podłoża,

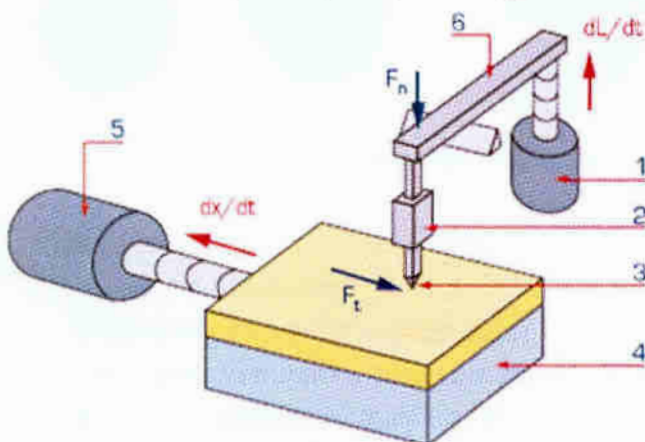
s, t - grubość podłoża, powłoki,

R_0, R - promienie krzywizny próbki przed i po naniesieniu powłoki.

9.7. Adhezja

9.7.1. Test rysy

Do oceny adhezji powłok posługiwano się metodą rysy. Pomiary wykonywano przy użyciu urządzenia Revetest firmy CSEM. Schematyczna zasada działania urządzenia przedstawiona została na rys. 27. Próba polega na zarysowaniu powierzchni twardej warstwy stożkiem diamentowym Rockwella typu C o promieniu zaokrąglenia wierzchołka 0,2 mm, przy wzrastającym obciążeniu i jednocześnie liniowym przemieszczaniu się badanej próbki. Podczas pomiaru rejestrowana jest siła normalna, siła styczna (tarcia) oraz sygnał akustyczny generowany podczas ruchu.



Rys. 27. Zasada działania urządzenia Revetest® Scratch:

1 - napęd wywołujący siłę nacisku,

2 - detektor emisji akustycznej,

3 - wgłębnik Rockwell'a,

4 - próbka z twarłą powłoką,

5 - napęd posuwu próbki,

6 - dźwignia docisku.

F_t - siła tarcia,

F_N - siła normalna.

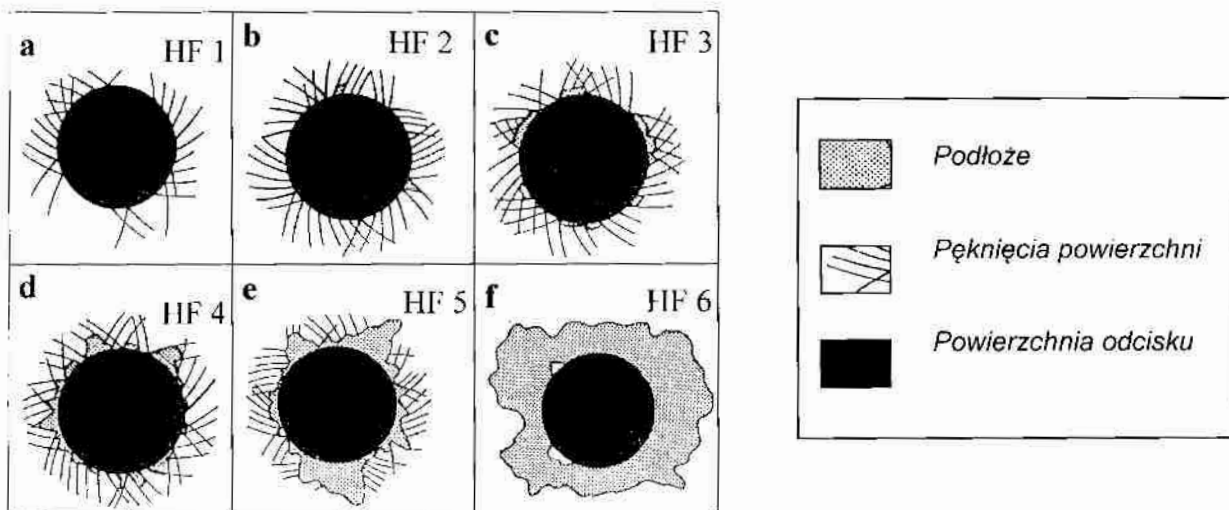
Jako kryterium oceny adhezji przyjęto wartości obciążenia krytycznego L_{C1} i L_{C2} . Pierwsze obciążenie krytyczne L_{C1} związane jest z początkiem procesu niszczenia warstwy, czyli uszkodzeniami kohezyjnymi. Drugie obciążenie krytyczne L_{C2} związane jest z zerwaniem ciągłości warstwy, czyli uszkodzeniami adhezyjnymi. Wartość obciążenia krytycznego L_{C1} przyjęto jako

dpowiadające początkowi wzrostu sygnału akustycznego. Dla tego obciążenia wglębniaka siła recia nie wykazuje istotnych zmian. Wartość obciążenia krytycznego L_{C2} ustalono na podstawie osiągniętego maksimum zmiany siły tarcia, która odpowiada nagłej zmianie emisji akustycznej ędającej sygnałem zmiany współczynnika tarcia pomiędzy diamentowym wglębniakiem, a warstwą egającą częściowemu wykruszeniu lub podłożem. Charakter utworzonych uszkodzeń ieweryfikowano na podstawie obserwacji mikroskopowych powstałej rysy.

9.7.2. Test Daimlera – Benza (Rockwella)

Określenie adhezji metodą Daimlera – Benza polega na ocenie zniszczenia powłoki ywołanego przez stożek Rockwella wciskany z siłą 150 kG (ok. 1470 N) w układ podłoże – owłoka. Miarą adhezji jest opór przeciwko propagacji zainicjowanego pęknięcia wzdłuż strefy iędzyfazowej. Opór ten odpowiada siłom wiązania w obszarze międzyfazowym. Jeżeli pęknięcie jego propagacja nie następuje w obszarze międzyfazowym, lecz w podłożu lub powłoce, to naczy, że przyczepność badanych powierzchni jest przynajmniej tak duża, jak odporność łabszego składnika układu podłoże – powłoka [44,48].

Do wykonania odcisków posłużono się twardościomierzem Rockwella. Poniższy rysunek rys. 28) przedstawia rodzaje zniszczeń powłoki w miejscu odcisku, oraz klasyfikację zniszczeń vedług Daimlera – Benza. Schemat ten objęty jest niemiecką normą VDI 3198/1991.



Rys. 28. Klasyfikacja pęknięć powłoki według testu Daimlera – Benza.

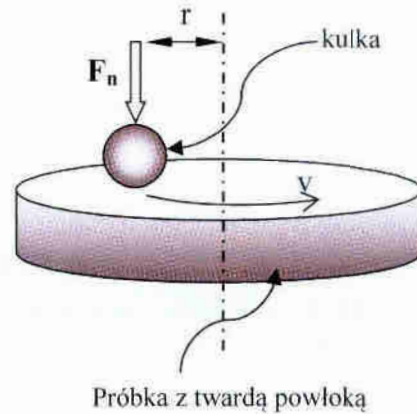
Klasyfikacja zniszczenia powłoki według schematu Daimlera – Benza:

- pęknięcia promieniste powłoki rys. 28 a, b;
- pęknięcia promieniste i nieznaczne ubytki obwodowe powłoki rys. 28 c, d;
- pęknięcia promieniste oraz znaczne ubytki obwodowe powłoki rys. 28 e, f.

Rys. 28 a ÷ d (oznaczenie niemieckie HF1 ÷ HF4) przedstawiają uszkodzenia powłoki świadczące o dobrej jej adhezji do podłoża. Zniszczenia widoczne na rys.28 e, f (HF5 i HF6) świadczą o małej adhezji i nie są do akceptowane.

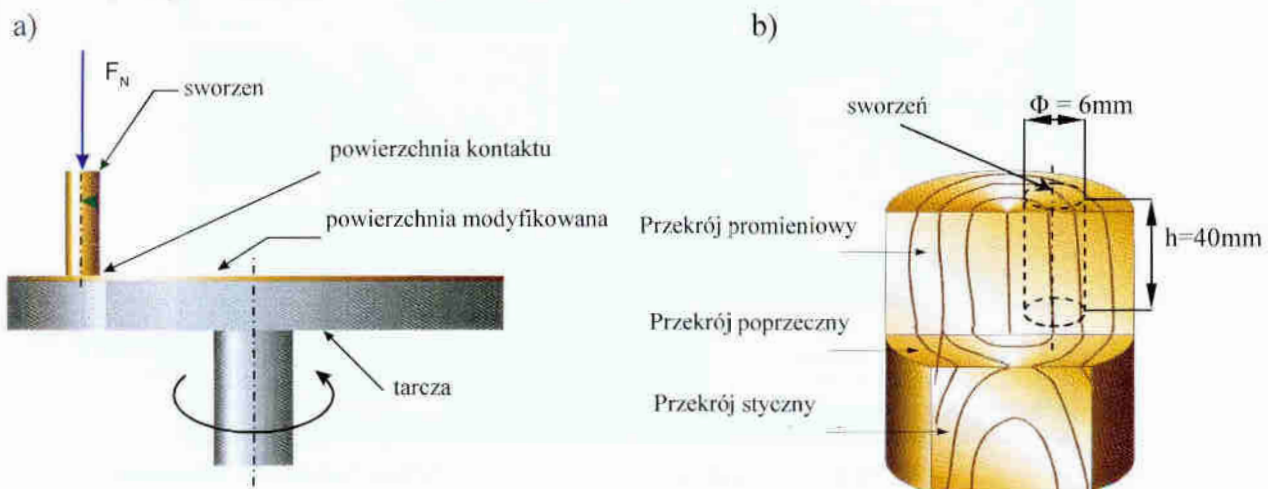
9.8. Tarcie

Testy tarcia powłok prowadzono w układzie geometrycznym kula - płaszczyzna, obracającą się w ustalonym kierunku próbką wykorzystując w tym celu urządzenie T-01M produkcji ITeE Radom - rys. 29. Jako przeciwpróbki stosowano kulki alundowe i stalowe ze stali H15 o średnicy 10 mm.



rys.29. Schemat węzła tarcia z wykorzystaniem metody kula-tarcza.

Do wyznaczenia współczynnika tarcia drewna względem twardych powłok nakładanych na łożę strugarskie posłużono się metodą sworzeń-tarcza (rys. 30a). Do badań użyto cztery gatunki drewna: sosnę, świerk, buk i dąb oraz stosowano różne prędkości docierania: 0,5; 0,8 i 1,2 m/s. Stosowano trzy wielkości siły normalnej F_n 29, 39 i 49 N. Sworznie wykonane były w postaci walców o średnicy 6mm i długości 40 mm. (rys. 30b.) Drewno stosowane do badań miało dwa tany wilgotność tj. drewna powietrzno suchego (około 8% wilgotność bezwzględnej) oraz drewna mokrego o wilgotności około 20%. Badania wykonywano przy wilgotności powietrza około 50% temperaturze wynoszącej około 22°C. Podczas badania drewniany sworzeń stykał się z obracającą płaszczyzną tarczy przekrojem poprzecznym. Do pomiaru siły tarcia F_t stosowano czujnik sensometryczny.

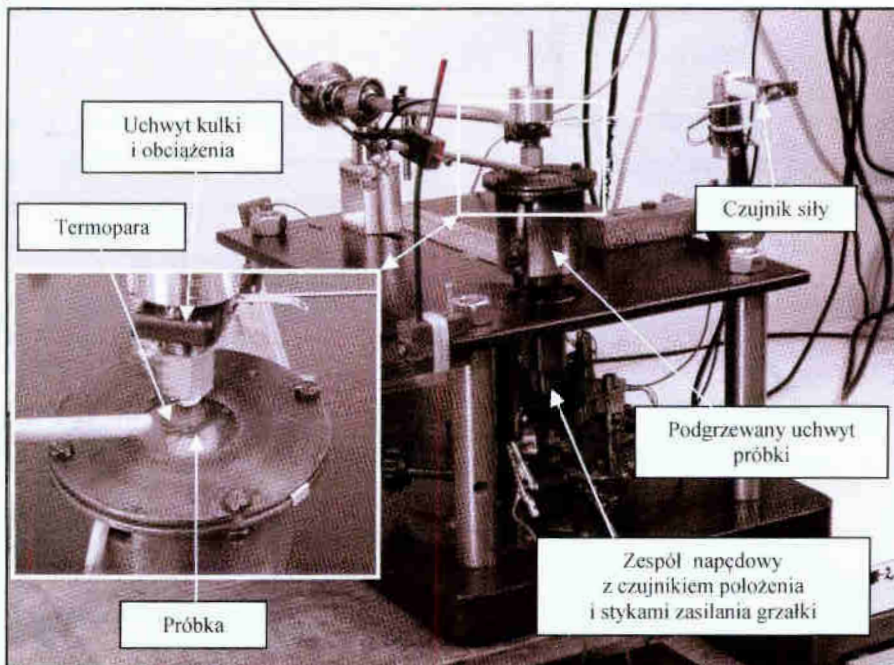


rys. 30. Schemat układu do pomiaru współczynnika tarcia metodą sworzeń - tarcza (a), sposób wykonania sworzni do pomiarów współczynnika tarcia (b) [88,89].

9.8.1. Zależność temperaturowa tarcia

Większość testów zużyciowych w funkcji temperatury wykonano na tribotesterze konstruowanym przy istotnym współdziałaniu autora. Pracuje on w układzie geometrycznym kula - płaszczyna, z obracającą się w ustalonym kierunku próbką. Zastosowano stosunkowo małe ciśnienie 1N podyktowane potrzebą uzyskania informacji o procesach zachodzących na styku warstwy z przeciwpróbką, przy możliwie małym wpływie właściwości głębszych warstw powłoki. Probki stalowe z badanymi powłokami umieszczane były na obrotowym stoliku, a do nich naciskana była kulka z Al_2O_3 o średnicy 10 mm. Wybór kulki z tlenku glinu podyktowany był głównie jego stabilnością chemiczną. Pomiary wykonywano w powietrzu o względnej wilgotności $\pm 5\%$. W celu dokonania pomiarów w podwyższonej temperaturze stolik wyposażono w rezystancyjny grzejnik umożliwiający osiągnięcie temperatury ponad 600°C [144]. Określano ją za pomocą ślizgającej się po próbce termopary Fe-konstantan. Fotografie urządzenia przedstawia rys. 31. Część mechaniczną tribotestera połączono z układem sterowania i akwizycji danych montowanym na komputerze PC z kartą pomiarową ACL--8112-PG. Dodatkowo zastosowano wzmacniacz pomiarowy oraz zewnętrzny regulator temperatury. Sygnały pomiarowe próbkowane z częstotliwością 5 kHz, uśredniane, i zapisywane do pliku w formacie ASCII dwukrotnie na sekundę. Układ pomiarowy umożliwia rejestrowanie następujących wielkości:

- siłę tarcia,
- współczynnik tarcia,
- temperaturę próbki,
- prędkość obrotową,
- położenie katowe stolika.



rys. 31. Tribotester do badań współczynnika tarcia μ w funkcji temperatury.

Programowany regulator temperatury umożliwia zadanie ustalonego z góry przebiegu zmian temperatury. Testy przeprowadzone na opisywanym tribotesterze odbywały się ze stałą prędkością ślizgu ok. 5 cm/s, przy szybkości obrotowej ok. $1,0\text{ s}^{-1}$.

9.9. Zużycie

Najczęstszym rodzajem zużycia jest zużycie cierne. Stanowi ono 80-90 % wszystkich zużyć tribologicznych. Profil wytarcia próbki z warstwą uzyskany po teście tarcia przedstawiono na rys. 32.



Rys. 32. Przekrój poprzeczny profilu wytarcia próbki z twardą warstwą.

Na jego podstawie (rys. 32) możliwe jest obliczenie powierzchni przekroju poprzecznego wytarcia, a następnie objętości V_w usuniętej powłoki na drodze tarcia S . Wskaźnik zużycia powłoki k_w wyliczono z zależności:

$$k_w = \frac{V_w}{F_n \cdot S} \left[\text{mm}^3 / \text{Nm} \right] \quad (9)$$

Z wielkości zużycia kulki (promień wytarcia kulki mierzony jest przy użyciu mikroskopu optycznego) można obliczyć wskaźnik jej zużycia k_k wg wzoru (16), przy czym objętość zużycia przeciwpróbki V_k , przy znanym promieniu wytarcia r i promieniu kulki R , oblicza się ze wzoru :

$$V_k = \frac{1}{3} \Pi (R - \sqrt{R^2 - r^2})^2 \cdot (2R + \sqrt{R^2 - r^2}) \text{ [mm}^3\text{]} \quad (10)$$

Profile wytarcia w kierunku prostopadłym do ścieżki tarcia określano za pomocą profilografu Hommel Werke T8000. W celu wyznaczenia wskaźnika zużycia przeciwpróbek k_k mierzono średnicę wytarcia kulek za pomocą mikroskopu optycznego Neophot 2.

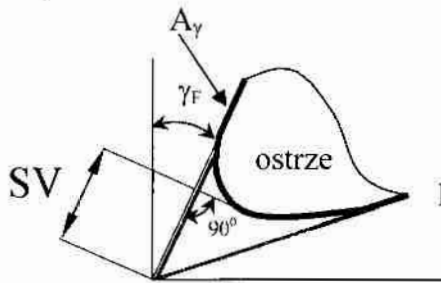
9.10. Badania eksploatacyjne

Przedmiotem badań wpływu modyfikacji powierzchni natarcia twardymi powłokami na trwałość ostrza były dwa rodzaje narzędzi - noże proste do głowic strugarek, rys. 33a i noże do głowic frezowych rys. 33b.

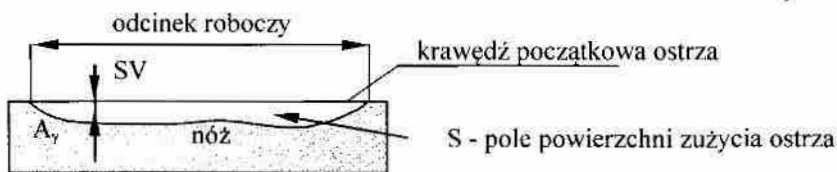


Rys. 33. Nóż do głowicy strugarskiej (a), nóż do głowicy frezerskiej (b).

Badania eksploatacyjne noży z modyfikowaną powierzchnią natarcia prowadzone były dwiema metodami: półprzemysłową oraz przemysłową. W badaniach półprzemysłową mierzono ubytek ostrza SV [96,98] - skrócenie do stycznej do ostrza prostopadłej do powierzchni natarcia (rys. 34) wzdłuż krawędzi ostrza oraz zużycie VB_R - skrócenie wzdłuż powierzchni natarcia VB_α - stępienie ostrza w płaszczyźnie prostopadłej do powierzchni natarcia stycznej do ostrza (rys.12).



Rys.34. Zużycie ostrza SV [μm] w trakcie skrawania
gdzie: γ_F - kąt natarcia boczny [$^\circ$]
 A_γ - powierzchnia natarcia
— - początkowy kształt ostrza



Do pomiarów stępienia ostrza wykorzystywano profilograf f-my Hommel Werke T8000 o zakresie pomiarowym 120 mm ze specjalną głowicą o zakresie $\pm 300\mu\text{m}$ w wyposażoną w końcówkę pomiarową w kształcie łopatki o promieniu $R=2\mu\text{m}$ i szerokości 0,6mm. Pomiaru profilu zużycia ostrza dokonywano wzdłuż krawędzi ostrza noża na całej długości roboczej. Zarejestrowane profile zużycia (w postaci plików ASCII) opracowywano przy wykorzystaniu programu Origin 6.0. Wyznaczano pole powierzchni zużycia ostrza w mm^2 . Pomiarów dokonywano po każdorazowym przefrezowaniu 1000mb tarcicy sosnowej. Badania eksploatacyjne przemysłowe prowadzono na nożach strugarskich prostych stosowanych w 6 nożowych głowicach strugarek i na nożach obtaczarek. Pomiaru zużycia w trybie on-line, z powodu trudności w dostępie do osłoniętych powierzchni śladów starć opierały się na tzw. pomiarach i wskaźnikach pośrednich.

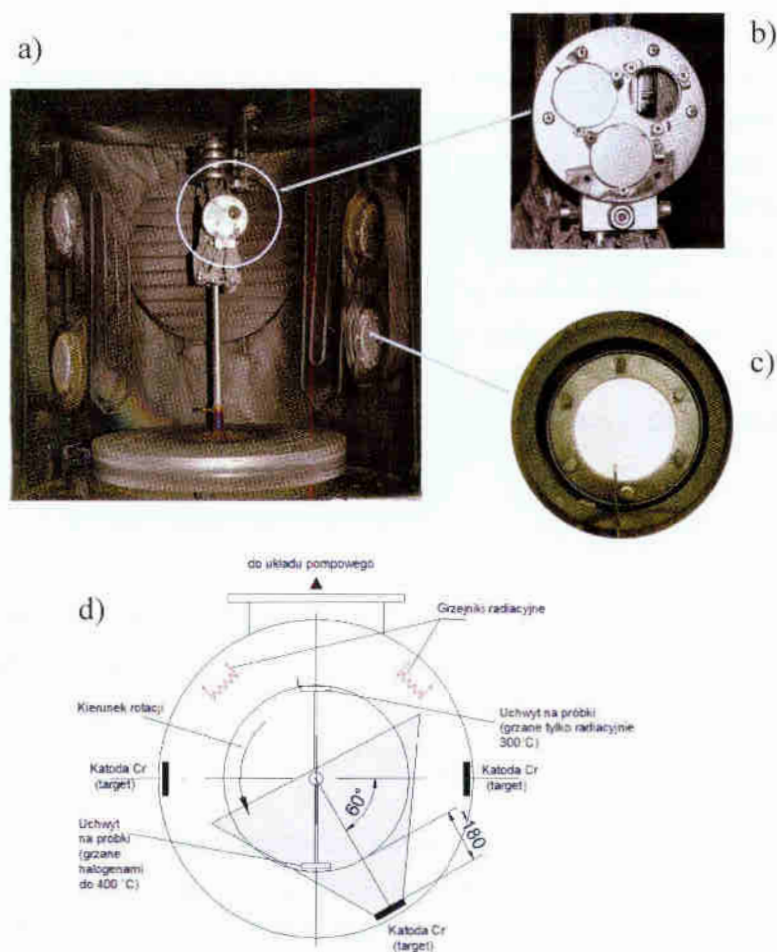
Dla noży prostych jako miarę stępienia stosowano tzw. wskaźniki technologiczne, odnoszące się do kształtowanego przedmiotu (tarcica sosnowa 125x50x3000) tj. kontrolę wymiarową obrabianych elementów oraz ocenę chropowatości powierzchni obrabianej. Miarą zużycia testowanych noży było pole powierzchni zużycia (rys. 34) mierzone po demontażu noży z głowicy oraz ilość metrów bieżących obrabianej tarcicy do ponownego ostrzenia przy uwzględnieniu w/w kryteriów fizycznych i technologicznych.

Dla noży przy obróbce bali drewnianych wykorzystywanych w produkcji domów z drewna jako miarę zużycia stosowano kryterium fizyczne tj. zmianę drgań obrabiarki, w tym emisję akustyczną oraz ocenę technologiczną poprzez badania organoleptyczne stanu powierzchni (bale nie powinny mieć brązowych przypaleń, powierzchnia powinna być gładka bez zmechaceń i nierówności). Miarą wzrostu wydajności noży do obróbki bali drewnianych jest stosunek ilości bali obrobionych nożami modyfikowanymi twardymi powłokami do ilości bali obrobionych nożami bez tej powłoki.

0. Część doświadczalna

10.1. Urządzenie technologiczne do wytwarzanie powłok CrN i CrCN

Powłoki nanoszono w urządzeniu technologicznym TINA 900MOD firmy VEB Hochvakuum Dresden stosując metodę katodowego odparowania łukowego (CAPVD). Kubiczna komora robocza o objętości $0,9 \text{ m}^3$ połączona jest z klasycznym układem pompowym tj. pompą obrotową (szybkość pompowania $150 \text{ m}^3/\text{h}$), pompą Roots'a ($1800 \text{ m}^3/\text{h}$) oraz pompą dyfuzyjną (3000 l/min). Taki układ umożliwiał uzyskiwanie początkowego ciśnienia roboczego $p=1 \times 10^{-3} \text{ Pa}$. Urządzenie wyposażone jest w 6 źródeł łukowych z zapłonnikami mechanicznymi. Na rys. 35 przedstawiono widok komory roboczej (rys. 35a), uchwytu podłoży (rys. 35b), źródła z zapłonnikiem mechanicznym (rys. 35c) i schemat komory z rozmieszczeniem źródeł i grzejników radiacyjnych (rys. 35d).



Rys.35. Komora próżniowa z widokiem uchwytu podłoży oraz źródłami.

- a - komora próżniowa, b - uchwytu podłoży, c - źródła z zapłonnikiem mechanicznym,
d - schemat przedstawiającym rozmieszczenie źródeł i grzejników radiacyjnych w komorze.

Sześć źródeł łukowych umożliwia równoczesną pracę z różnymi materiałami targetów. Powołała to na uzyskiwanie powłok jedno jak i wielowarstwowych o różnym składzie chemicznym. Źródła łukowe zasilane są zasilaczami stałoprądowymi o mocy 5 kW i prądzie znamionowym regulowanym od 50 do 100 A . Do polaryzacji i trawienia w modzie metalicznym podłoży stosowano

zasilacz AE Advanced Energy o mocy 5kW i zakresie napięciowym 0 ÷ 600V. Grzanie podłoża realizowane było poprzez dwa grzejniki radiacyjne umieszczone na ściankach komory o mocy 2x 3kW. Grzanie oporowe pozwalało nagrzać próbki do temperatury 350°C.

W celu określenia wpływu temperatury podłoża na właściwości nanoszonych powłok zaprojektowano specjalny uchwyt. Dwa halogeny (24V/250W) umieszczone bezpośrednio za próbkami (rys. 35b) umożliwiały dogrzewanie podłoża do temperatury 400 °C. Uchwyt ten został umieszczony na pionowej osi stołu obrotowego. Obracał się on z prędkością obrotową 2 obr/min. względem źródła. Do pomiaru ciśnienia w komorze i pomiaru szybkości przepływu gazu reaktywnego stosowano głowicę próżniową typu Baratron oraz przepływomierze f-my MKS.

10.2. Wytwarzanie powłok węglowych typu ta-C

Powłoki węglowe typu ta-C bez wodoru charakteryzujące się niskim współczynnikiem tarcia, wysoką twardością i odpornością na ścieranie otrzymywano w urządzeniu C55CT produkcji INOVAP GmbH Dresden. Kubiczna komora robocza o objętości 0,145m³ wyposażona jest w klasyczny układ pompowy tj.: pompę obrotową (szybkość pompowania 65 m³/h), pompę Roots'a (250 m³/h) oraz pompą dyfuzyjną (3000 l/min). Taki układ pozwalał uzyskiwać początkowe ciśnienie robocze $p=1 \times 10^{-3}$ Pa. Urządzenie wyposażone jest w system dozowania i sterowania gazami: Ar, N₂ i C₂H₂, oraz w trzy źródła łukowe pracujące w modzie PulsArc. Do czyszczenia jonowego stosuje się źródło chromowe pracujące w układzie stałoprądowym przy napięciu polaryzacji podłoża 1000V. Do wytwarzania powłok ta-C stosuje się źródła węglowe. Na wyładowanie stałoprądowe o parametrach 25-100A nakładany jest prąd impulsowy o maksymalnej wartości 1600A. Czas trwania impulsu wynosi 300 µsec.

10.3. Podłoża

10.3.1. Rodzaje materiałów na podłoża

Jako podłoża pod powłoki stosowano stal SW7M i 4H13, a także podłoża krzemowe o wymiarach 0,5x3x30 mm do wyznaczania naprężeń występujących między podłożem a powłoką.

Stal SW7M

Stal SW7M należy do grupy stali narzędziowych szybko tnących. Stosowana jest głównie do wyrobu narzędzi skrawających pracujących przy dużych prędkościach skrawania lub przy dużych przekrojach wióra. Tabela 3 przedstawia skład chemiczny stali. Twardość próbek stalowych po obróbce cieplnej [122] wynosiła 63±1HRC.

Tabela 3. Skład chemiczny stali szybko tnącej SW7M (wg PN-EN ISO 4957:2002 (U)).

Oznaczenie stali	Skład chemiczny [%] wag.									
	C	W	Mo	V	Cr	Co	Mn	Cu	Si	Fe
SW7M	0,82±0,92	6÷7	4,5÷5,5	1,7÷2,1	3,5÷4,5	<0,5	<0,4	<0,3	<0,5	reszta

Stal 4H13

Stal 4H13 należy do grupy stali stopowych nierdzewnych martenzytycznych. Skład chemiczny przedstawiono w tabeli 4. Przed nakładaniem powłok stal była ulepszana cieplnie na wartość 50÷51HRC.

Tabela 4. Skład chemiczny stali 4H13.

Oznaczenie stali	Skład chemiczny [%]						
	C	Mn (max)	Si (max)	P (max)	S (max)	Cr (max)	Fe
4H13	0,43 ÷ 0,5	1	1	0,04	0,03	12,5 ÷ 14,5	reszta

10.3.2. Przygotowanie podłoża

Badane powłoki nanoszone były na próbki w kształcie dysków o średnicy $\Phi=32\text{mm}$ (dla SW7M) i 28mm (dla 4H13) o grubości $\sim 4\text{mm}$. Próbki były szlifowane na papierach ściernych o gradacji od 100 do 2500, a następnie polerowane sukniem z zawiesiną proszku Al_2O_3 (frakcja $0,6\mu\text{m}$) do uzyskania chropowatości $< R_a = 0,01\mu\text{m}$.

Przed nanoszeniem powłok podłoża (próbki) myto w roztworach alkalicznych w myjkach ultradźwiękowych, a następnie w parach rozpuszczalnika organicznego. Ostatni etap przygotowania podłoża, trawienie jonowe, odbywał się w komorze próżniowej. Po odpompowaniu komory do ciśnienia wstępnego $p=1 \cdot 10^{-3}\text{ Pa}$ i nagrzaniu do temperatury $300\text{ }^\circ\text{C}$ powierzchnia próbek była poddana trawieniu jonami metalu (praca w modzie metaliczny chromu), w atmosferze plazmy argonowej o $p=0,5\text{ Pa}$ i napięciu wyładowania 600V. Natężenie prądu łuku wynosiło 80 A. Czas trawienia wynosił 5min. Po trawieniu jonowym powierzchnia próbki była odpowiednio przygotowana do osadzenia powłok.

10.4. Technologia otrzymywanie powłok CrN i CrCN**10.4.1. Parametry technologiczne otrzymywanie powłok**

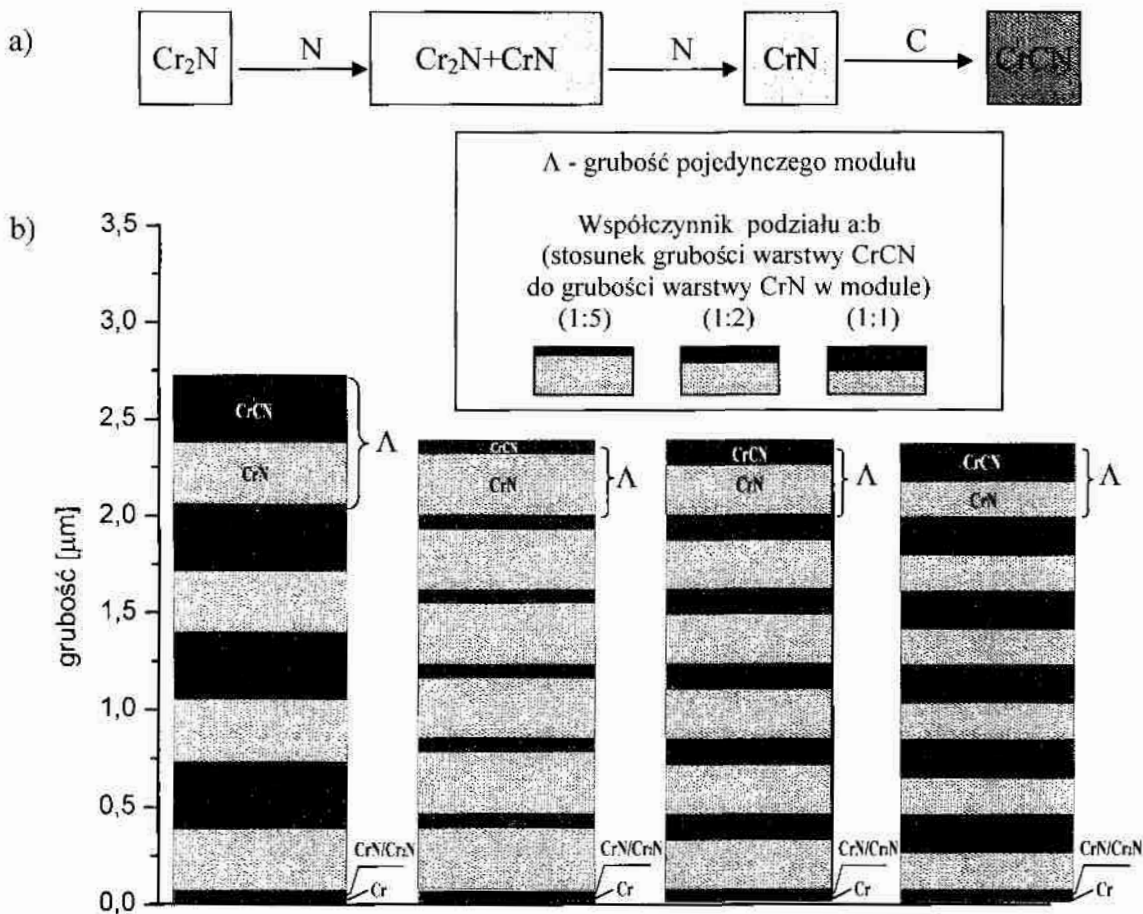
W pierwszym etapie prac określono parametry procesu otrzymywania powłok Cr_2N , CrN lub powłok będących mieszaniną tych faz poprzez dobór odpowiedniego ciśnienia gazu reaktywnego - azotu - rys 36a. Wszystkie procesy były prowadzone w układzie z grzаныmi podłożami do $300\text{ }^\circ\text{C}$ lub $400\text{ }^\circ\text{C}$. Stosowanie różnych temperatur wzrostu powłok miało na celu zbadanie wpływu temperatury nanoszenia na strukturę powłok i w konsekwencji na ich właściwości.

Dla wszystkich powłok jedno- i wielowarstwowych stosowano dwuwarstwową podpowłokę o grubości około $\sim 0,15\mu\text{m}$, składającą się z czystego chromu i warstwy gradientowej Cr-N o zmiennej zawartości azotu. Wybór takiej podpowłoki jest efektem wieloletnich doświadczeń autora w badaniach adhezji między podłożem i powłoką. Parametry przeprowadzonych procesów zestawione zostały w tabeli 5.

We wszystkich procesach otrzymywania powłok CrCN utrzymywano stałe ciśnienie azotu - 1,8Pa, natomiast zmieniano natężenie przepływu acetyleny - od 5 sccm do 300 sccm - rys. 36a. Różne rodzaje architektury powłok wielowarstwowych uzyskiwano poprzez zmianę grubości Λ powtarzalnych dwuwarstwowych modułów (CrN/CrCN) od około $\Lambda = 400\text{ nm}$ do $\Lambda = 700\text{ nm}$ i zmianę ilość N_Λ tych modułów - rys. 36b.

Tabela 5. Parametry nakładania powłok CrN i CrCN metodą CAPD.

Parametry procesu	CrN
Ciśnienie wstępne [Pa]	$1 \cdot 10^{-3}$
Ciśnienie argonu [Pa]	0,5
Ciśnienie azotu N ₂ [Pa]	0,2 ÷ 1,8
Natężenie przepływu acetyleny C ₂ H ₂ [sccm ¹ =cm ³ min ⁻¹]	5 ÷ 300
Natężenie prądu łuku [A]	80
Napięcie polaryzacji podłoża [V]	-70
Szybkość obrotu uchwyty względem źródła łukowego [obr/min]	2
Odległość target Cr podłoża [mm]	~ 180
Czas osadzania [min]	~ 100



Rys. 36. a) Schemat ideowy otrzymywania powłok jednowarstwowych Cr-N i CrCN,
b) architektura powłok wielowarstwowych CrCN/CrN o grubości modułu Λ , ilości powtórzeń $N_{\Lambda} = 4$ i 6 i różnym współczynnikiem podziału a:b dwuwarstwy 1:5, 1:2 i 1:1.

Powłoki składały się z 4, 6 i 7 modułów. Oprócz ilości modułów N_{Λ} zmieniano również współczynnik podziału a:b w module Λ tj.: stosunek grubości warstwy CrCN do grubości warstwy CrN.

¹ Przedstawiona w tabeli jednostka natężenia przepływu acetyleny sccm, (ang.) standard cubic centimeters per minute (sccm = $1,69 \cdot 10^{-3}$ Pa m³/s)

Grubość całkowita otrzymywanych powłok zawierała się w przedziale $2,4 \div 2,9 \mu\text{m}$. Zestawienie wszystkich parametrów procesów otrzymanych powłok jednowarstwowych CrN i CrCN i wielowarstwowych Cr/CrN, Cr₂N/CrN, CrCN/CrN przedstawiono w tabeli 6. W tabelach przedstawiających parametry technologiczne otrzymywanych powłok obok rodzaju powłoki np.: CrN w nawiasach podano numer serii lub numer procesu technologicznego.

Tabela 6. Zestawienie parametrów procesów.

Rodzaj powłoki	Temperatura podłoża [°C]	Ciśnienie azotu [Pa]	Natężenie przepływu acetyleny [sccm]	Czas osadzania [min]
Powłoki jednowarstwowe w układzie Cr – N				
Cr ₂ N	300 - 400	0,2	-	110
CrN + Cr ₂ N	400	0,8 – 1,6	-	
CrN	300 - 400	1,8 – 2,0	-	
Powłoki jednowarstwowe w układzie Cr – C – N				
CrCN	400	1,8	5 - 150	110
CrC	400	1,8	320	

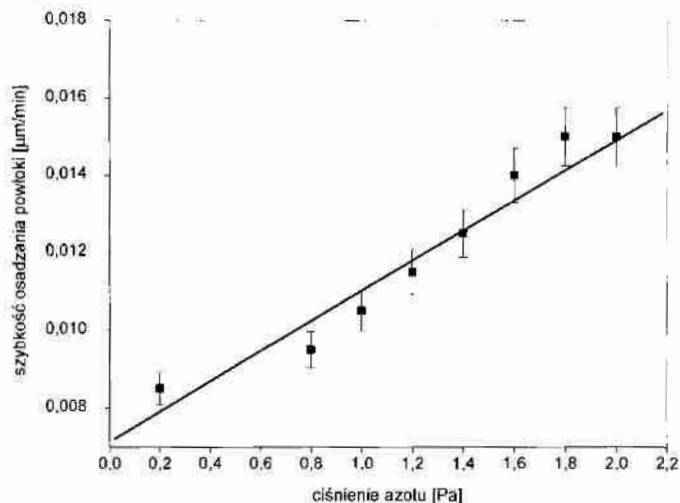
Powłoki wielowarstwowe Cr₂N/CrN						
Temperatura podłoża [°C]	Ciśnienie azotu [Pa]		Budowa (architektura)	Czas osadzania [min]		
	Cr ₂ N	CrN	Ilość modułów N _A	CrN τ ₁	Cr ₂ N τ ₂	całkowity N _A ·Στ _i
400	0,2	1,8	7	8	6	98
300	0,2	1,8	7	8	6	98

Powłoki wielowarstwowe Cr/CrN						
Temperatura podłoża [°C]	Ciśnienie argonu [Pa]	Ciśnienie azotu [Pa]	Budowa (architektura)	Czas osadzania [min]		
	Cr	CrN	Ilość modułów N _A	Cr τ ₁	Cr ₂ N τ ₂	całkowity N _A ·Στ _i
400	0,5	1,8	7	5	8	91
300	0,5	1,8	7	5	8	91

Powłoki wielowarstwowe CrCN/CrN							
Temperatura podłoża [°C]	Ciśnienie azotu [Pa]	Natężenie przepływu C ₂ H ₂ [sccm]	Budowa (architektura)		Czas osadzania [min]		
			Ilość modułów N _A	Podział a:b	CrN τ ₁	CrCN τ ₂	całkowity N _A ·Στ _i
300 - 400	1,8	10	4	2:1	10	12	88
300 - 400	1,8	5	4	1:1	10	12	88
300	1,8	10	6	1:5	11	2	78
300	1,8	10	6	1:2	9	6	90
300	1,8	10	6	1:1	9	9	108
300 - 400	1,8	5 - 20	7	1:5	11	2	91
300 - 400	1,8	10	7	1:2	9	6	105
300	1,8	10	7	1:1	9	9	126

10.4.2. Szybkość osadzania powłok

Z czasu osadzania i otrzymanej grubości określano szybkość osadzania powłok. W tym celu wykonano procesy osadzania powłok jednowarstwowych w zakresie ciśnień azotu od 0,2 Pa do 2,0 Pa. Obserwowano wzrost szybkości osadzania powłok - rys. 37. Podobną zależność zamieszczono w pracy [47]. Dla powłok z dodatkiem węgla w zakresie od 5 do 50 % at. nie obserwowano zmian szybkości osadzania. Wynosiła ona dla powłok jednowarstwowych $0,020 \pm 0,030 \mu\text{m}/\text{min}$ dla powłok wielowarstwowych $0,025 \pm 0,030 \mu\text{m}/\text{min}$. Nie stwierdzono wpływu temperatury podłoża na szybkość osadzania powłok.

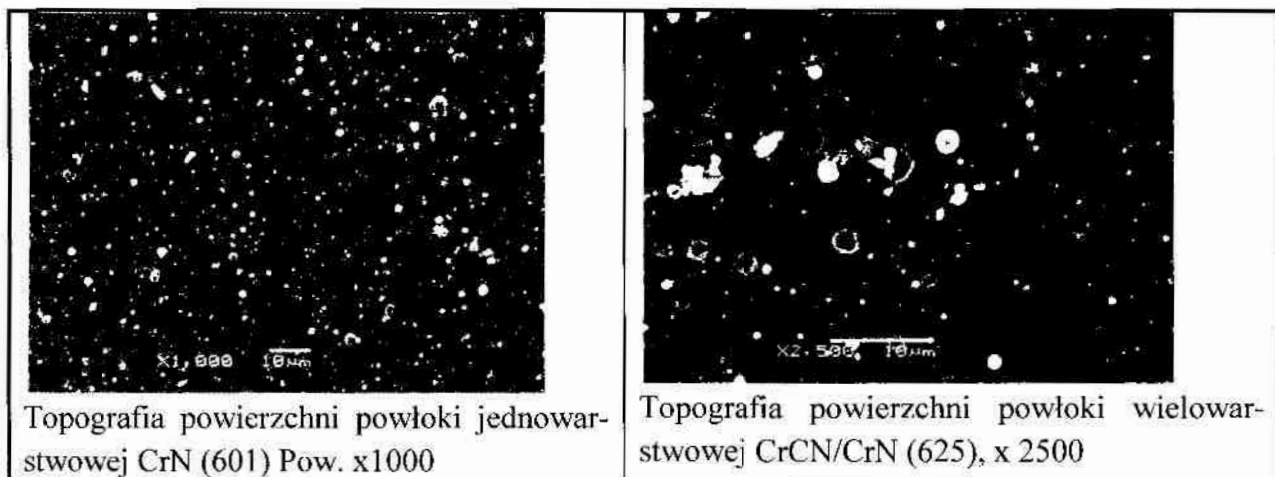


Rys. 37. Szybkość osadzania powłoki jednowarstwowej CrN.

10.5. Topografia i morfologia powierzchni powłok

10.5.1. Topografia powierzchni

Powłoki nakładane na podłoża ze stali SW7M o $R_a \sim 0,01 \pm 0,02 \mu\text{m}$ charakteryzowały się następującymi średnimi parametrami chropowatości: $R_a \sim 0,09 \mu\text{m}$, $R_z \sim 2,6 \mu\text{m}$ i $R_t \sim 4,9 \mu\text{m}$. Wysoka wartość parametrów R_a i R_z wynika ze specyfiki nanoszenia powłok. Należy podkreślić, że parametry chropowatości powszechnie stosowanych powłok TiN i TiAlN są wyższe ze względu na niższe przewodnictwo cieplne Ti i fazy międzymetalicznej TiAl. Nie stwierdzono wpływu zmiany składu atmosfery gazów reaktywnych na chropowatość powierzchni. Topografię powierzchni wybranych powłok zamieszczono na rys. 38.



Topografia powierzchni powłoki jednowarstwowej CrN (601) Pow. x1000

Topografia powierzchni powłoki wielowarstwowej CrCN/CrN (625), x 2500

Rys. 38. Topografia powierzchni

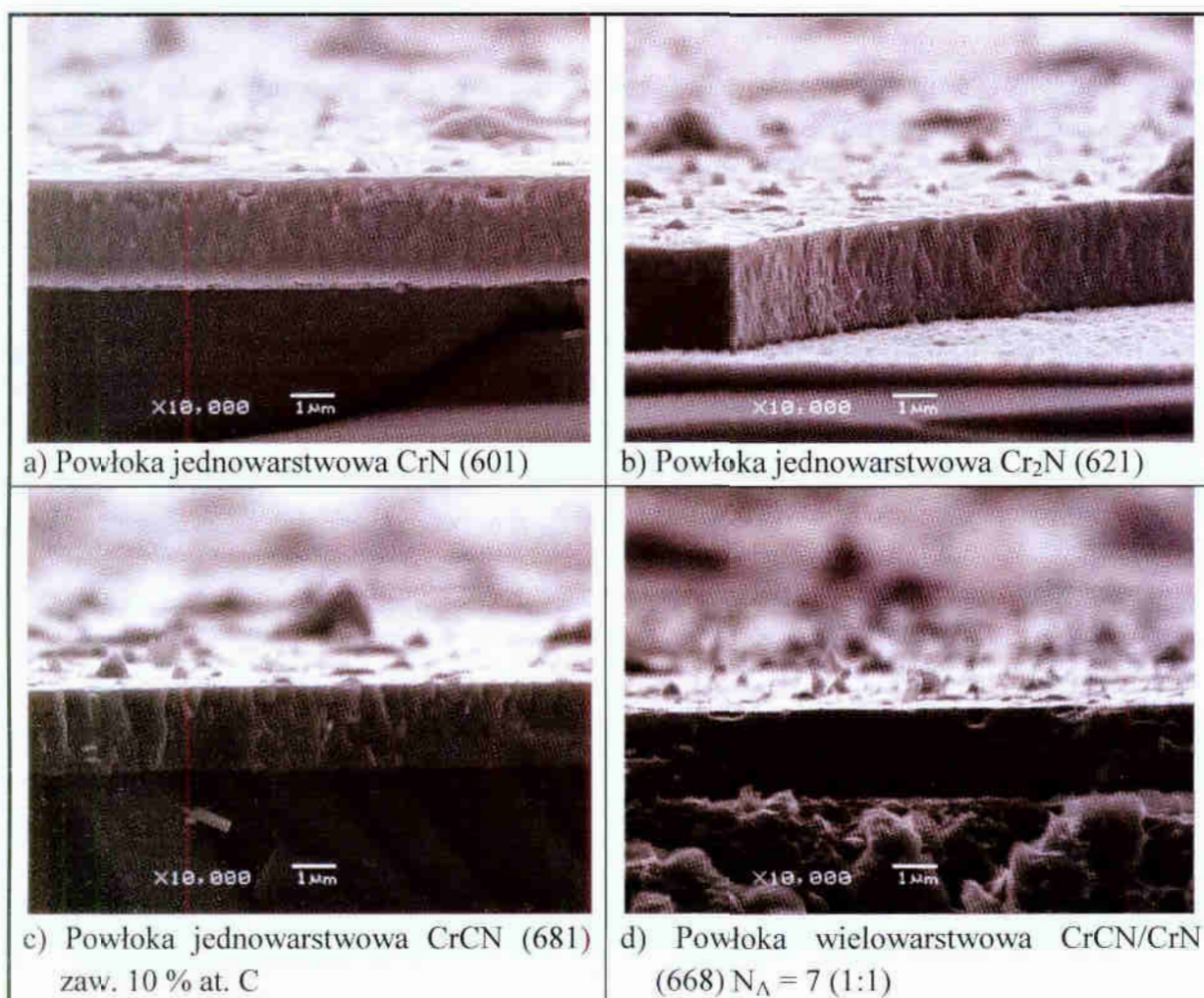
10.5.2. Morfologia przełamów

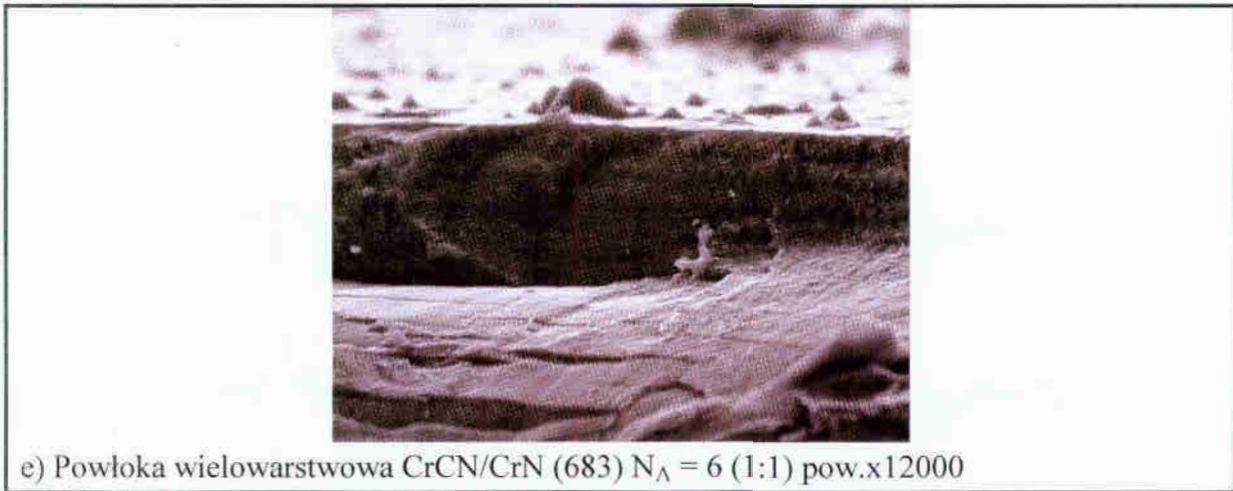
Na podstawie przeprowadzonych obserwacji przełamów stwierdzono, że powłoki jednowarstwowe CrN, Cr₂N, CrCN charakteryzują się zwartą drobnokrystaliczną strukturą kolumnową. Powłoka CrN ma strukturę kolumnową o większych rozmiarach krystalitów w porównaniu ze szpilkowymi kolumnami Cr₂N - rys. 39. Z kolei, powłoka jednowarstwowa CrCN wykazuje budowę kolumnową o charakterze płytkowym (rys. 39c). Powłoki wielowarstwowe CrCN/CrN nie wykazują charakterystycznej struktury kolumnowej (rys. 39d).

Na powierzchni poza mikrokroplami zaobserwować można także charakterystyczne kraterki powstałe z wypchnięcia słabo związanych z powłoką kropli przez naprężenia ściskające. Mikrokrople mogą osiągać rozmiary do kilkunastu mikrometrów. Są to rozmiary większe niż grubość powłoki i mogą one rozciągać się od podłoża poprzez całą jej grubość.

Podsumowując można stwierdzić, że :

- wszystkie powłoki otrzymywane metodą katodowego odparowania łukowego posiadają większą chropowatość niż podłoże,
- powłoki jednowarstwowe wykazują budowę kolumnową,
- powłoki wielowarstwowe wykazują zwartą strukturę bez wyraźnych kolumn w module.





Rys. 39. Morfologia przełomów powłok jednowarstwowych CrN, Cr₂N, CrCN i powłoki wielowarstwowej CrN/CrCN.

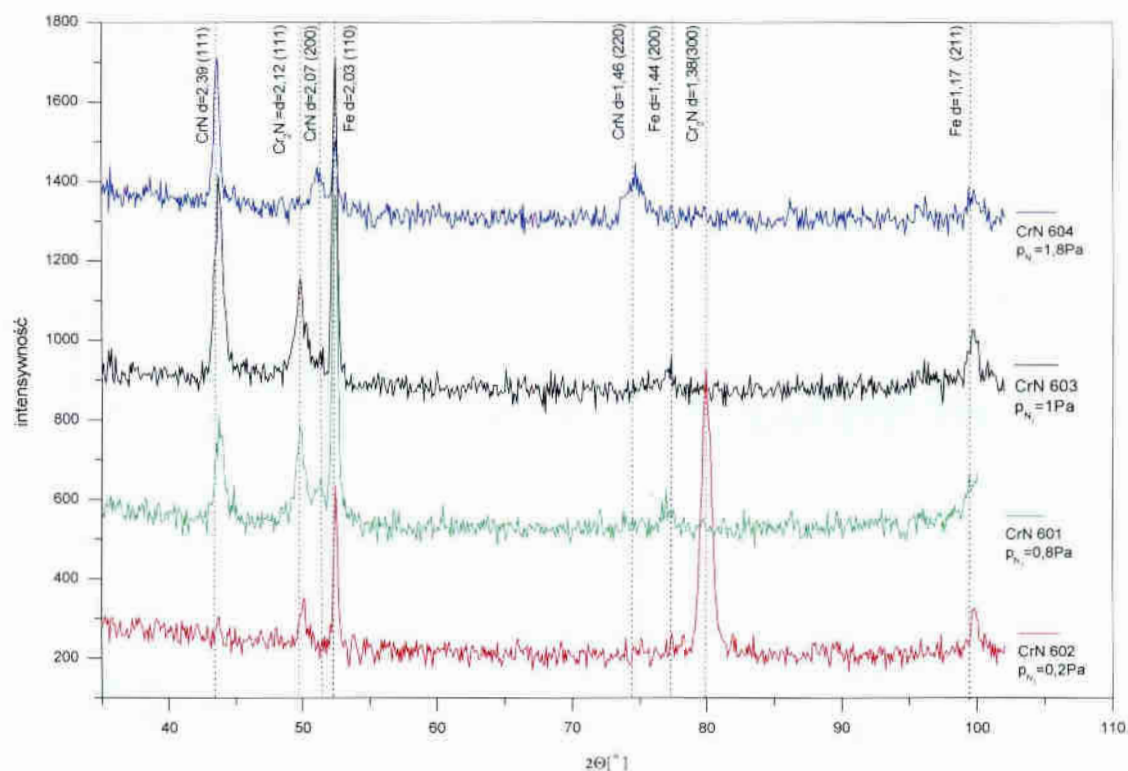
10.6. Powłoki jednowarstwowe Cr-N

10.6.1. Analiza składu fazowego

Skład fazowy powłok analizowano metodą dyfrakcji rentgenowskiej. Dyfraktogramy rentgenowskie dla powłok jednowarstwowych otrzymanych przy różnych ciśnieniach parcjalnych azotu przedstawiono na rys. 40. Na dyfraktogramach obok linii dyfrakcyjnych pochodzących od azotku chromu widoczne są linie dyfrakcyjne pochodzące od żelaza (podłoże) - $d=2,03 \text{ \AA}^*$ (110), $d=1,44 \text{ \AA}$ (200) i $d=1,17 \text{ \AA}$ (211).

Z przeprowadzonych badań wynika (tabela 7), że przy ciśnieniu parcjalnemu azotu $p=1,8 \text{ Pa}$ uzyskano tylko fazę γ -CrN o sieci regularnej ściennie centrowanej, a przy $p=0,2 \text{ Pa}$ stwierdzono występowanie wyłącznie fazy β -Cr₂N o sieci heksagonalnej. Skład fazowy potwierdzono badaniami EDS. Dla fazy β -Cr₂N skład powłoki wynosi 38,9 % at. N i 59,2 % at. Cr, natomiast dla fazy γ -CrN - 47,3 % at. N i 47,4 % at. Cr. W zakresie ciśnień pośrednich od 0,2 do 1,8 Pa powłoka charakteryzuje się składem dwufazowym β -Cr₂N + γ -CrN.

* $1 \text{ \AA} = 10^{-10} \text{ m}$ (jednostka z poza układu jednostek długości SI, stosowana w bazie PCPDFWIN)



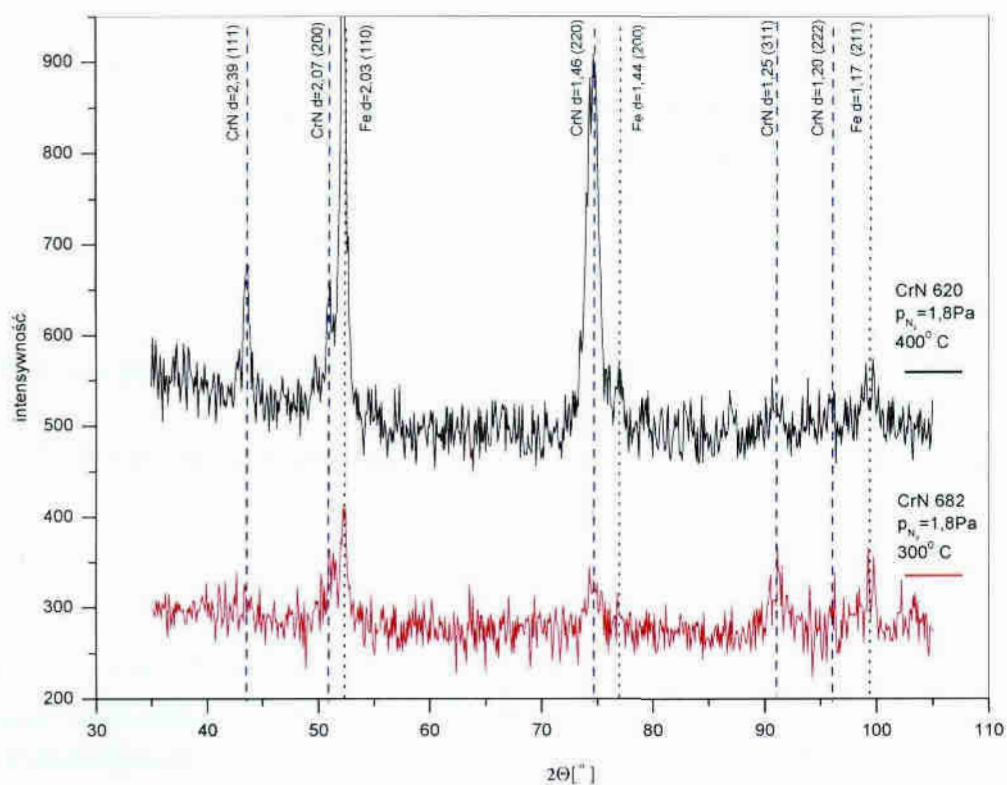
Rys. 40. Dyfraktogramy rentgenowskie powłok jednowarstwowych CrN otrzymanych przy różnych ciśnieniach azotu, promieniowanie Co - K_{α} .

Tabela 7. Skład fazowy powłok Cr-N.

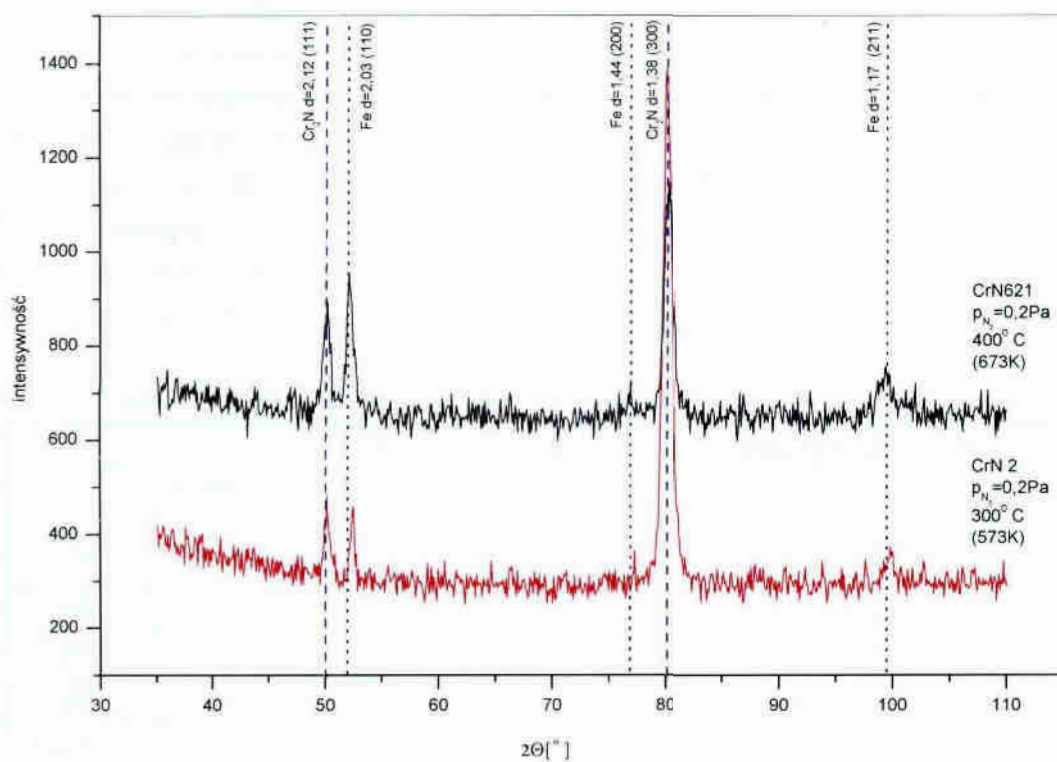
Ciśnienie azotu N_2 [Pa]	d_{hkl} [Å]	(hkl)	Faza krystalograficzna
0,2	2,12	(111)	β Cr_2N
	1,38	(300)	β Cr_2N
0,8	2,39	(111)	γ CrN
	2,12	(111)	β Cr_2N
	2,07	(200)	γ CrN
	1,46	(220)	γ CrN
1	2,39	(111)	γ CrN
	2,12	(111)	β Cr_2N
	2,07	(200)	γ CrN
	1,46	(220)	γ CrN
1,8	2,39	(111)	γ CrN
	2,07	(200)	γ CrN
	1,46	(220)	γ CrN

10.6.2. Wpływ temperatury podłoża na strukturę powłok Cr-N

Zaobserwowano, że wraz ze wzrostem temperatury podłoża od 300°C do 400°C występuje zmniejszenie intensywności linii dyfrakcyjnej od płaszczyzny (311) - $d=1,25$ Å, a rośnie od płaszczyzny (111) CrN - $d=2,39$ Å (rys. 41). Jest to spowodowane prawdopodobnie zmianą wielkości ziaren w powłoce. Ponadto, widoczne jest przesunięcie linii dyfrakcyjnych w stronę niższych kątów w stosunku do danych wzorcowych. Wynikać to może z występujących w warstwie naprężeń ścisających wywołanych bombardowaniem jonowym podczas procesu nanoszenia powłoki. Podobne przesunięcia linii dyfrakcyjnych obserwowane były w badaniach zamieszczonych w pracach [24,29,30,41].



Rys. 41a. Dyfraktogramy rentgenowskie powłok jednowarstwowych CrN otrzymanych przy różnych temperaturach osadzania i ciśnieniu azotu $p = 1,8 \text{ Pa}$, promieniowanie Co - K_α .



Rys. 41b. Dyfraktogramy rentgenowskie powłok jednowarstwowych Cr₂N otrzymanych przy różnych temperaturach osadzania i ciśnieniu azotu $p = 0,2 \text{ Pa}$, promieniowanie Co - K_α .

W badaniach przedstawionych w pracy [24] wskazuje się na występowanie w warstwach CrN, w szerokim przedziale zawartości azotu, także czystego chromu. Ponieważ nie można jednoznacznie zidentyfikować linii dyfrakcyjnych pochodzących od chromu w powłokach naniesionych na podłoża stalowe ze względu na to, że linie dyfrakcyjne od żelaza i chromu leżą blisko siebie i mają te same intensywności, wykonane dodatkowe badania powłok naniesionych na podłoża krzemowe. Badania te nie ujawniły występowania wolnego chromu w wytworzonych powłokach.

10.7. Powłoki jednowarstwowe CrCN.

10.7.1. Skład fazowy i chemiczny

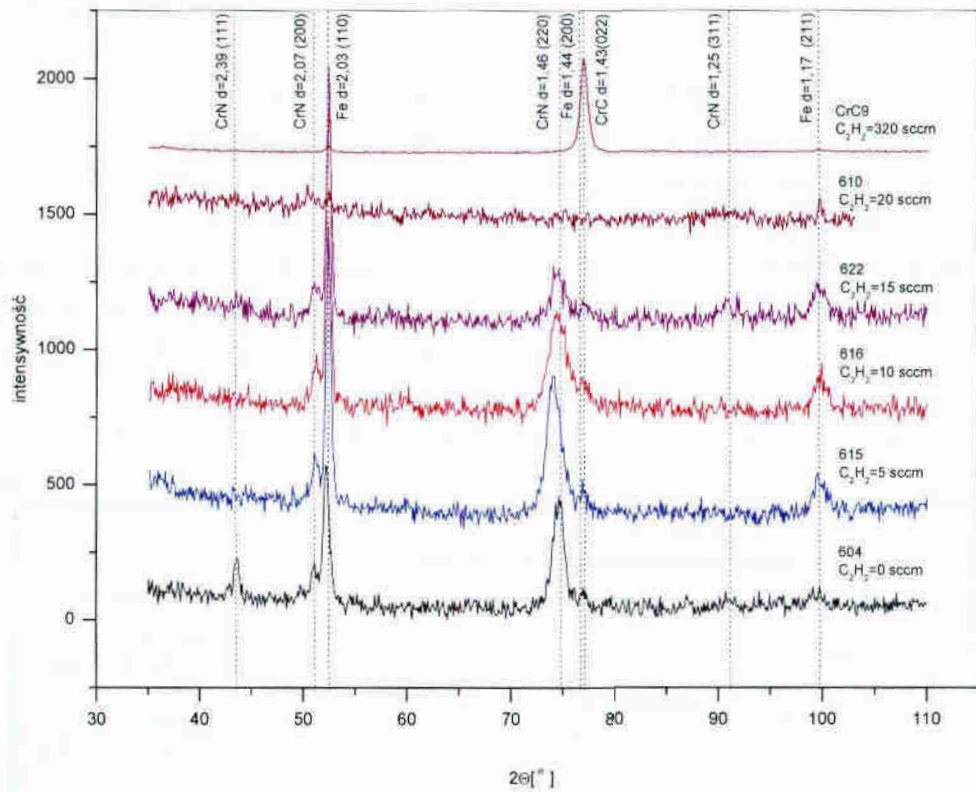
W układzie trójskładnikowym CrCN powstać może wiele faz podwójnych i potrójnych. Są to między innymi fazy: heksagonalna Cr₂N i regularna ściennie centrowana CrN, regularna ściennie centrowana Cr₂₃C₆, rombowe Cr₇C₃ i Cr₃C₂, metastabilna, regularna ściennie centrowana CrC oraz fazy potrójne CrCN o strukturze głównie rombowej [40]. Wspólną cechą powyższych faz jest występowanie wielu płaszczyzn krystalograficznych i w konsekwencji odpowiadających im dużej ilości linii dyfrakcyjnych.

Na podstawie analizy dyfraktogramów rentgenowskich badanych powłok nie stwierdzono linii dyfrakcyjnych od metastabilnych faz romboedrycznych (rys. 42). Nie zarejestrowano także linii dyfrakcyjnych od związków chromu z węglem. Dyfraktogramy rentgenowskie jednoznacznie wskazują na występowanie jedynie faz Cr₂N i CrN. Niezależnie przeprowadzone badania metodą niskokątowej dyfrakcji rentgenowskiej potwierdziły występowanie tylko tych dwóch azotków chromu (rys. 43). Innych spodziewanych faz np. węglików chromu (Cr₃C₂, CrC, Cr₂₃C₆) nie zarejestrowano. **Efekt ten można wyjaśnić tym, że węgiel zajmuje pozycje międzywęzłowe w sieci CrN.** Wniosek ten jest potwierdzony m.in. obserwowanym wzrostem naprężeń w powłoce (rozdział 10.7.3) oraz rozdrobnieniem struktury powłoki (rozdział 10.7.2).

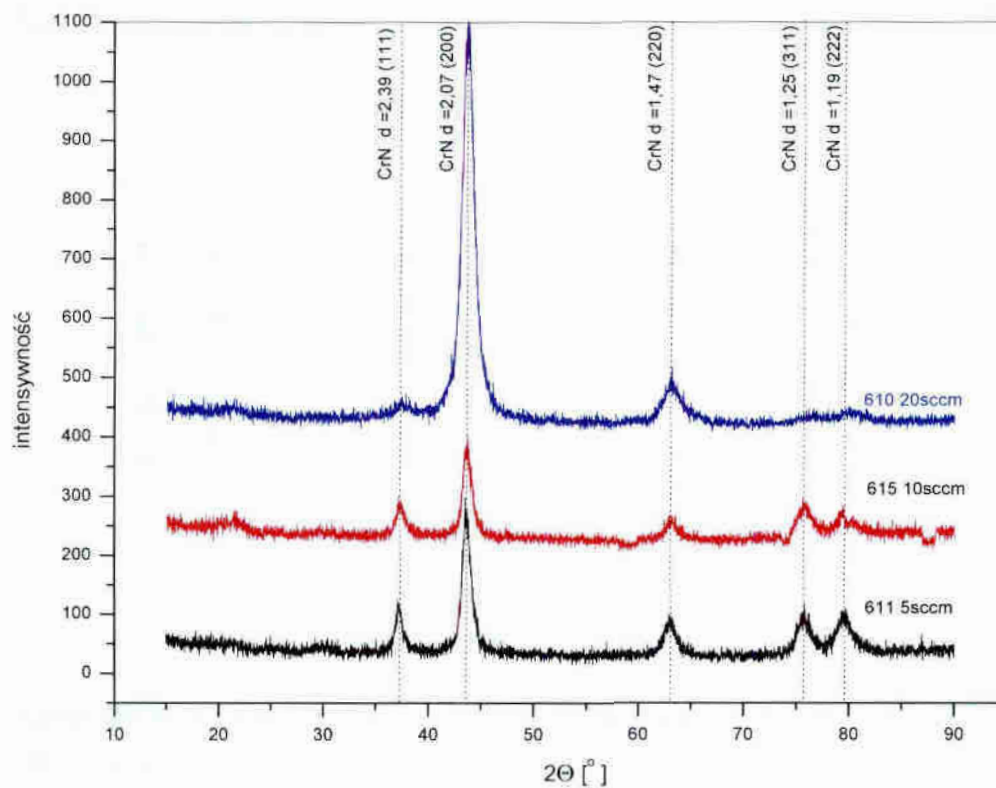
Skład chemiczny powłok określano metodą EDS i WDS na mikroskopie JEOL JSM 5500LV wyposażonym w przystawkę INCA Oxford Instruments. Wyniki pomiarów wybranych powłok zestawiono w tabeli 8.

Tabela 8. Zestawienie wyników analizy składu wybranych powłok.

Nr próbki	Rodzaj powłoki	Natężenie przepływu C ₂ H ₂ [sccm]	Ciśnienie azotu [Pa]	Skład powłoki % at.			
				C	N	Cr	O
677	CrCN	5	1,8	3÷5	43,8	47,3	1,8
678	CrCN	10	1,8	7÷10	42,9	45,7	1,1
679	CrCN	15	1,8	13÷15	39,1	43,4	1,3
680	CrCN	20	1,8	18	40,6	41,7	0,7
CrCN12	CrCN	60	1,8	21	38,3	42,8	1,1
CrCN10	CrCN	100	1,8	35	31,4	34,0	0,2
CrCN9	CrC	320	0	53	0	46,3	0,7



Rys. 42. Dyfraktogramy rentgenowskie powłok jednowarstwowych CrCN ze zmienną zawartością węgla, promieniowanie Co - K_{α} .



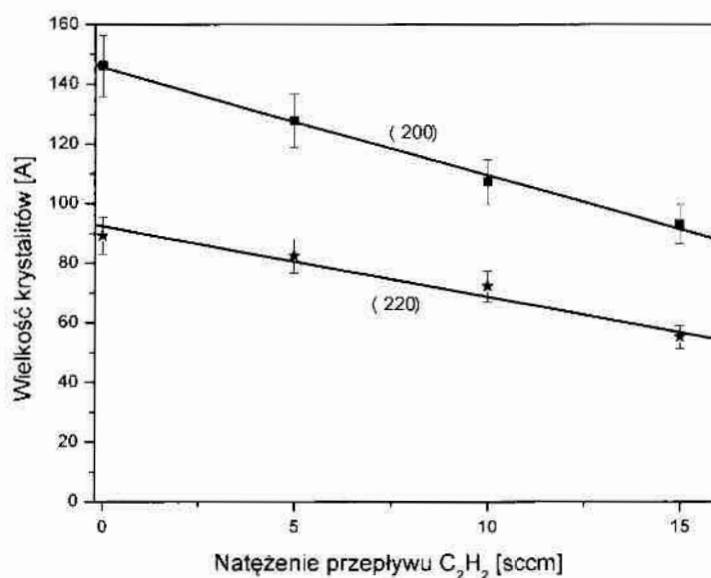
Rys.43. Niskokątowa dyfrakcja rentgenowska powłok CrCN ze zmienną zawartością węgla, promieniowanie Cu - K_{α} .

10.7.2. Wielkość krystalitów

Rozmiary krystalitów stanowiły jeden z parametrów struktury wytwarzanych powłok. Szacowano je na podstawie dyfraktogramów rentgenowskich powłok wytworzonych przy stałym ciśnieniu azotu ($p_{N_2} = 1,8 \text{ Pa}$), ale przy różnych natężeniach przepływu acetyleny (różne zawartości węgla). Zaobserwowane zmniejszenie wielkości krystalitów wraz ze wzrostem stężenia węgla (tabela 9). Odnotowano również większą intensywność linii dyfrakcyjnych od płaszczyzn (220) wskazującą na występowanie w powłokach tekstury - rys. 44. Jest to cecha obserwowana w cienkich powłokach TiN, TiC i CrN [23,30,34,40,76].

Tabela 9. Wielkość krystalitów w powłoce jednowarstwowej CrCN w funkcji natężenia przepływu acetyleny.

Nr serii	Natężenie przepływu C_2H_2 [sccm]	Płaszczyzna krystalograficzna Odległość międzypłaszczyznowa d_{hkl}		
		(111) $d=2,40 \text{ \AA}$	(200) $d=2,07 \text{ \AA}$	(220) $d=1,47 \text{ \AA}$
		Wielkość krystalitów [\AA]		
620	0	142	146	89
611	5		127	82
616	10		107	72
622	15		93	55
610	20		60	



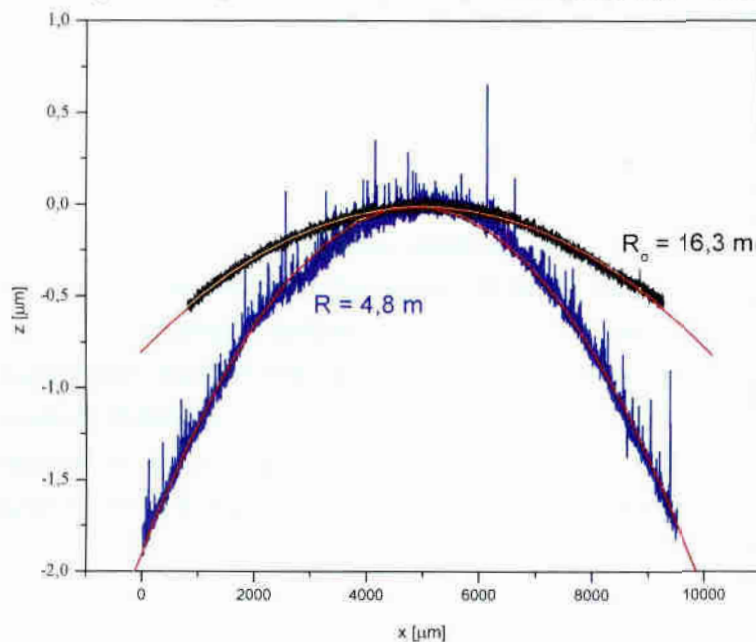
Rys. 44. Zmiana wielkości krystalitów w powłoce jednowarstwowej CrCN w funkcji natężenia przepływu acetyleny C_2H_2 .

10.7.3. Naprężenia w powłokach jednowarstwowych

Technologia otrzymywania powłok wpływa na energię i ilość cząstek osadzanych na podłożu. Decyduje zatem o szybkości nanoszenia i ilości powstających defektów strukturalnych. Pa-

rametry technologiczne, w szczególności wartość napięcia polaryzacji (napięcia biasu), ciśnienie i skład gazu roboczego oraz temperatura podłoża [97,99] mają znaczący wpływ na występujące w powłoce naprężenia.

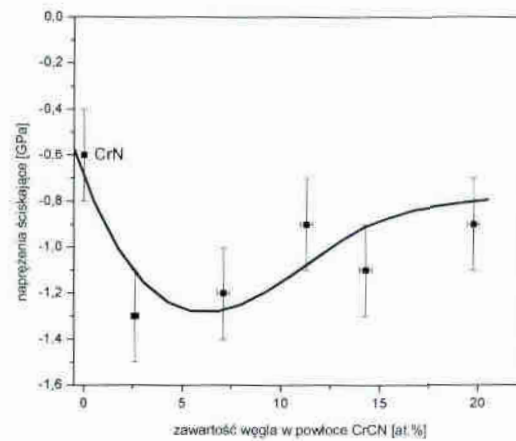
Naprężenia w powłoce wyznaczano metodą Stoney'a. W metodzie tej powstające naprężenie odkształca próbkę, a pomiar promienia krzywizny umożliwia wyznaczenie wartości i rodzaju naprężeń - wzór 7. Przykładowa zmiana krzywizny podłoża krzemowego przed i po nałożeniu powłoki jednowarstwowej CrCN z zawartością 13÷14% at. węgla przedstawiona jest na rys. 45. Z pomiarów wynika, że promień krzywizny zmniejszył się 4-krotnie.



Rys. 45. Profile próbek krzemowych przed i po nałożeniu powłoki jednowarstwowej CrCN z 13÷14 % at. węgla (seria 679).

Szczegółowe zmiany wielkości naprężeń występujących w powłokach jednowarstwowych CrCN w funkcji natężenia przepływu C_2H_2 (stężenie węgla) obrazuje rys. 46. Zaobserwowano wyłącznie naprężenia ściskające. Wprowadzenie węgla do roztworu stałego Cr-N powoduje wzrost naprężeń od około 0,5 GPa dla β -CrN do około 1,3 GPa dla powłok CrCN wytworzonych przy przepływie acetyleny równym 5scem (3-5 % at.) - rys. 46. Podobny zakres zmian wartości naprężeń odnotowano w badaniach zamieszczonych w pracach [45,46,97,137]. Dalszy wzrost ilości wprowadzonego węgla nie powoduje wzrostu wewnętrznych naprężeń ściskających.

Analizując stan naprężeń należy pamiętać o ich składowej cieplnej, wynikającej z różnicy rozszerzalności cieplnej materiałów podłoża i powłoki. Zważywszy na fakt, że współczynniki rozszerzalności liniowej azotku chromu, krzemu i stali szybko tnącej są równe odpowiednio $2,3 \times 10^{-6}$; $2,6 \times 10^{-6}$ i 11×10^{-6} [K^{-1}], naprężenia cieplne w warstwie dla obu układów CrN/krzem i CrN/stal będą ściskające. A zatem do wartości mierzonych naprężeń udział wnoszą składowa cieplna naprężeń.



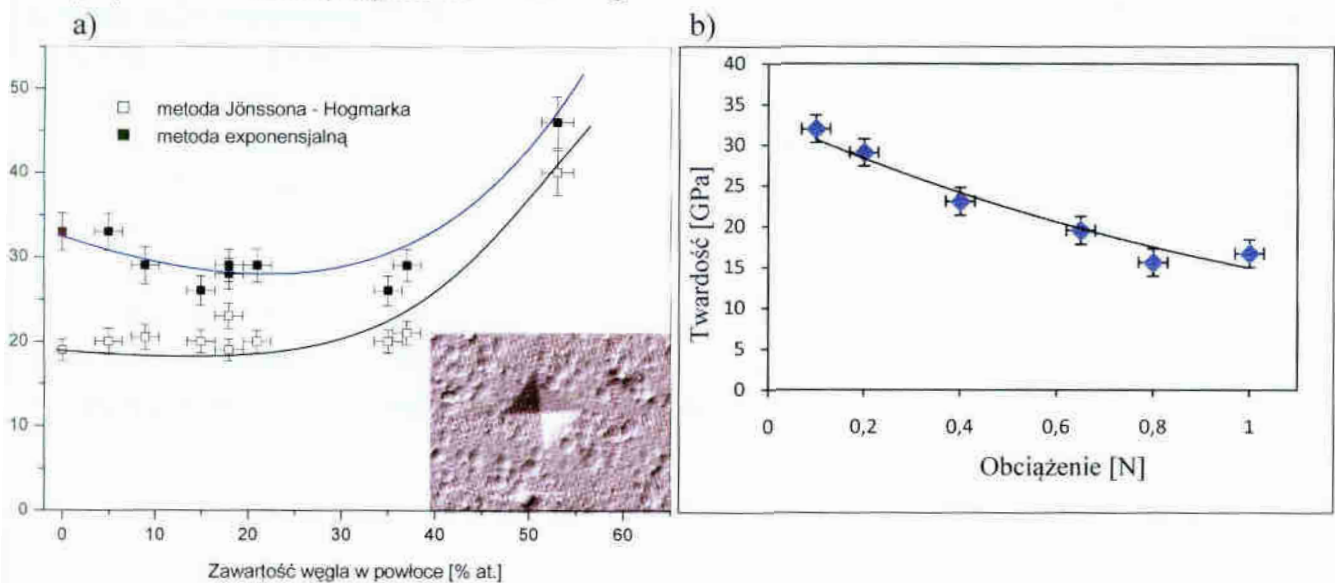
Rys. 46. Zmiana naprężeń w powłoce jednowarstwowej CrCN funkcji zawartości węgla.

10.7.4. Twardość

Do określenia mikrotwardości cienkich twardych powłok wykorzystywano metodę Vickers'a, gdyż umożliwia ona pomiar wgłębniakiem o małych gabarytach i przy niewielkim obciążeniu. Jednak dla określenia mikrotwardości powłoki, ze względu na jej małą grubość, konieczne jest uwzględnienie oddziaływania podłoża. Twardość wyznaczano dwiema metodami:

- metodą Jönssona – Hogmarka [69], według wzoru (5),
- metodą wykładniczą, według wzoru 6 [68].

Twardości powłok jednowarstwowych CrCN z różną zawartością węgla wyznaczone tymi metodami zestawiono na rys. 47a. Ze wzrostem zawartości węgla w powłoce obserwowany jest wzrost twardości. Przedstawiono tam także odcisk powstały w trakcie pomiarów mikrotwardości. Nie są widoczne żadne formy uszkodzenia twardej powłoki pod wpływem obciążenia. Jest to pośrednia informacja o twardości powłoki, jej dobrej adhezji oraz dużej odporności na kruche pękanie K_{IC} (wiązkość). Uwidocznione nierówności powierzchni są charakterystyczne dla powłok otrzymywanych metodą odparowania łukowego.



Rys. 47. a) Mikrotwardość badanych powłok jednowarstwowych w zależności od zawartości węgla (w prawym dolnym rogu rysunku przedstawiono obraz z SEM odcisku otrzymanego przy pomiarze mikrotwardości powłoki CrCN o zawartości węgla 21 % at. przy obciążeniu 1 N), b) Twardość w funkcji obciążenia warstwy CrCN.

Wyznaczanie twardości metodą wykładniczą dla powłoki CrN zilustrowano na Rys. 47b. Dla małych wartości obciążeń wyznaczona wartość twardości jest największa i zmniejsza się wraz ze zwiększaniem obciążenia. Świadczy to o rosnącym udziale podłoża w wartości wyznaczonej twardości. Przedstawiono tam także równanie krzywej opisującej zmianę twardości od obciążenia. Wynika z niego, że dla obciążenia dążącego do zera twardość osiąga wartość około 33 GPa - to jest twardość samej powłoki. Ze względu na czasochłonność prezentowanej metody w dalszej części pracy, twardość wyznaczano metodą Jönssona – Hogmarka (wzór 5) przy jednym obciążeniu 0,5 N (50G), zgodnie z wymaganiami normy [PN-EN ISO 14577-1]. Dodać należy, że w większości cytowanych prac [41,64,67] twardość wyznaczana jest właśnie tą metodą.

10.7.5. Adhezja powłok jednowarstwowych

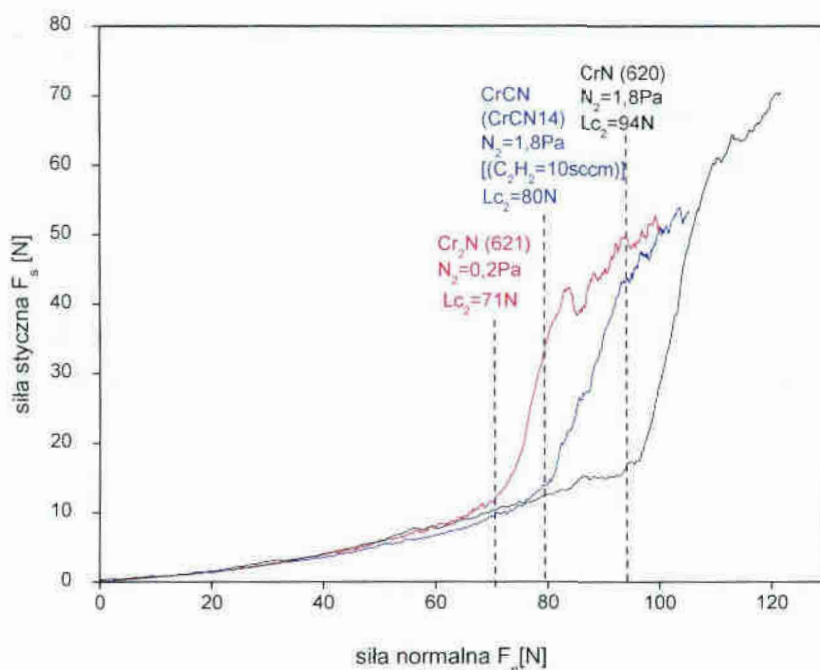
O adhezji mówimy, gdy w wyniku oddziaływań międzycząsteczkowych (wiązania chemiczne, oddziaływania van der Waalsa i elektrostatyczne) lub połączeń mechanicznych dwie powierzchnie przylegają do siebie[39]. Powierzchnia podłoża odgrywa ważną rolę przy opracowaniu niezawodnej i trwałej powłoki. Na adhezję wpływ mają mikrostruktura i właściwości mechaniczne podłoża i powłoki (twardość, moduł Younga), grubość powłoki, współczynnik tarcia, rodzaj i właściwości warstwy przejściowej, przygotowanie podłoża przed procesem osadzania powłok [64,67,72,74,76]. Przyczepność powłoki do podłoża (adhezja) jest jednym z głównych kryteriów oceny ich przydatności w zastosowaniach przy modyfikacji powierzchni narzędzi.

Wszystkie powłoki badano na urządzeniu Revetest® wykorzystującym metodę określenia adhezji w teście zarysowania powierzchni. Badane powłoki wykazywały dobrą adhezję. Uzyskano to dzięki specjalnie dobranej i zastosowanej podpowłoce o grubości około $\sim 0,15\mu\text{m}$, składającej się z czystego chromu i warstwy gradientowej CrN o zmiennym stężeniu azotu.

Spośród przebadanych powłok Cr₂N, CrN i CrCN najmniejszą wartość L_{c2} wykazywała powłoka jednowarstwowa Cr₂N - $L_{c2} = 71\text{N}$ - rys. 48. Jest to związane z jej wysoką twardością, wynoszącą 20 GPa i w konsekwencji dużą kruchością. Dla porównania twardość powłok CrN wynosiła 17-18GPa.

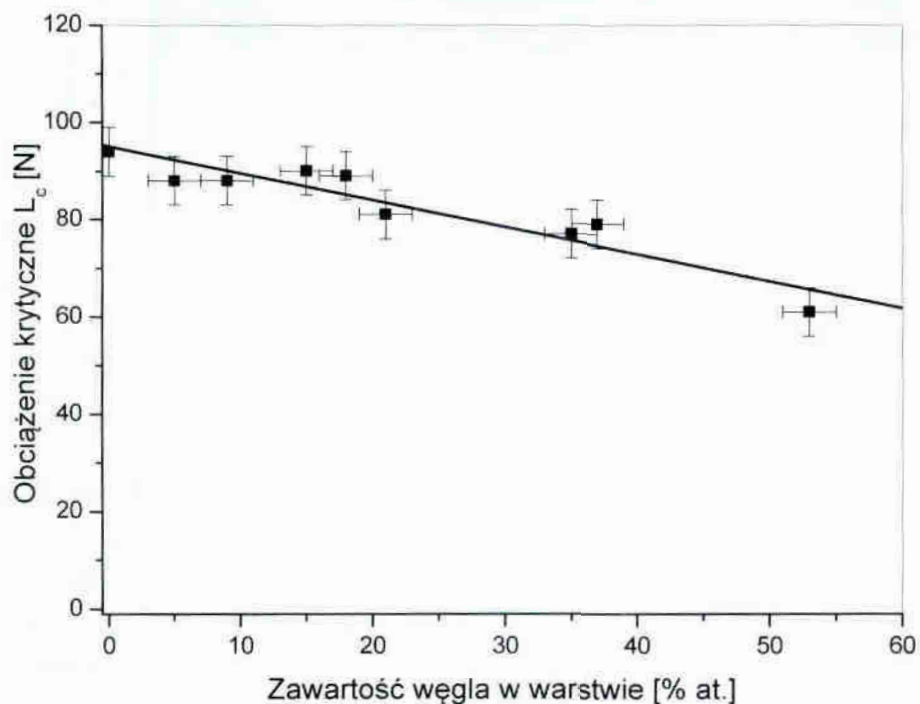
Almer i inni [41] wskazują, że właściwości mechaniczne powłok CrCN, tj. twardość, naprężenia, adhezja zależne są od napięcia biasu. Z ich badań wynika, że ze wzrostem napięcia od 0 do -100V twardość rośnie, a dalszy wzrost napięcia biasu do -400V powoduje spadek twardości. Podobną zależność wykazują naprężenia wewnętrzne.

Wszystkie powłoki CrN prezentowane w niniejszej pracy nakładano przy wartości napięcia biasu -70V. Charakteryzowały się one twardością $18\pm 2\text{ GPa}$, zbliżoną do twardości litego CrN. Świadczyć to może o pomijalnie małych naprężeniach wewnętrznych w powłokach.



Rys. 48. Zmiana wartości siły stycznej dla różnych powłok jednowarstwowych.

Dodatek węgla do CrN powoduje zmniejszenie adhezji - rys. 48. Dla przykładowej powłoki CrCN zawierającej 7-9 % at. węgla (seria CrCN14) otrzymanej przy natężeniu przepływu acetyleny C_2H_2 10 sccm zaobserwowano kilkunastoprocentowe zmniejszenie wartości siły krytycznej. Systematyczne badania wpływu węgla na adhezję powłok CrCN wykazały, że wzrost zawartości węgla powoduje zmniejszanie adhezji – rys. 49. Prezentowane na tym rysunku wyniki są średnią z 5 pomiarów. Efekt ten koresponduje ze zmianą twardości powłok CrCN (rozdz. 10.7.3) i naprężeniami (rozdz. 10.7.2).

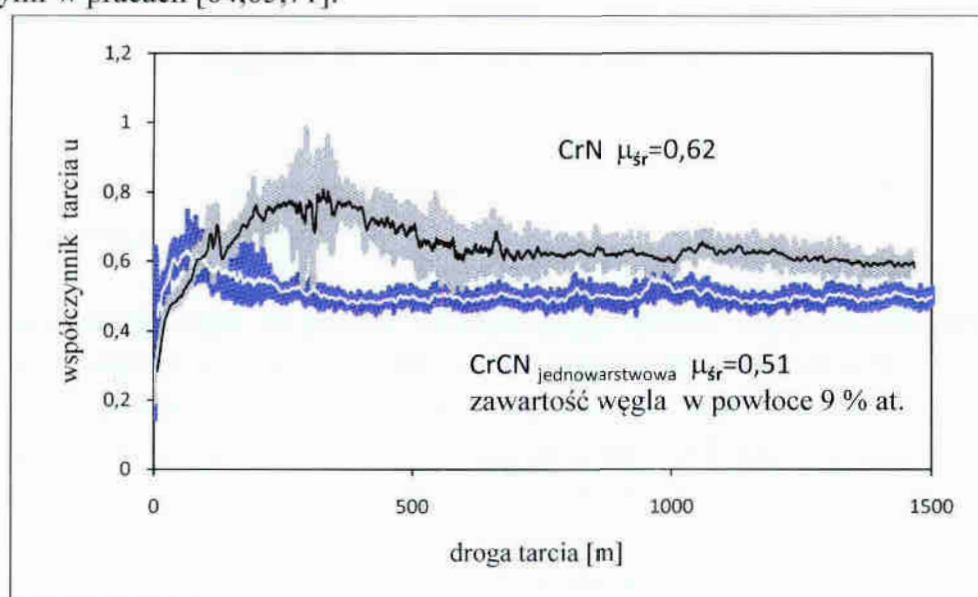


Rys. 49. Zmiana wartości obciążenia krytycznego L_{c_2} dla powłok jednowarstwowych CrCN o różnej zawartości węgla.

10.7.6. Właściwości tribologiczne powłok jednowarstwowych

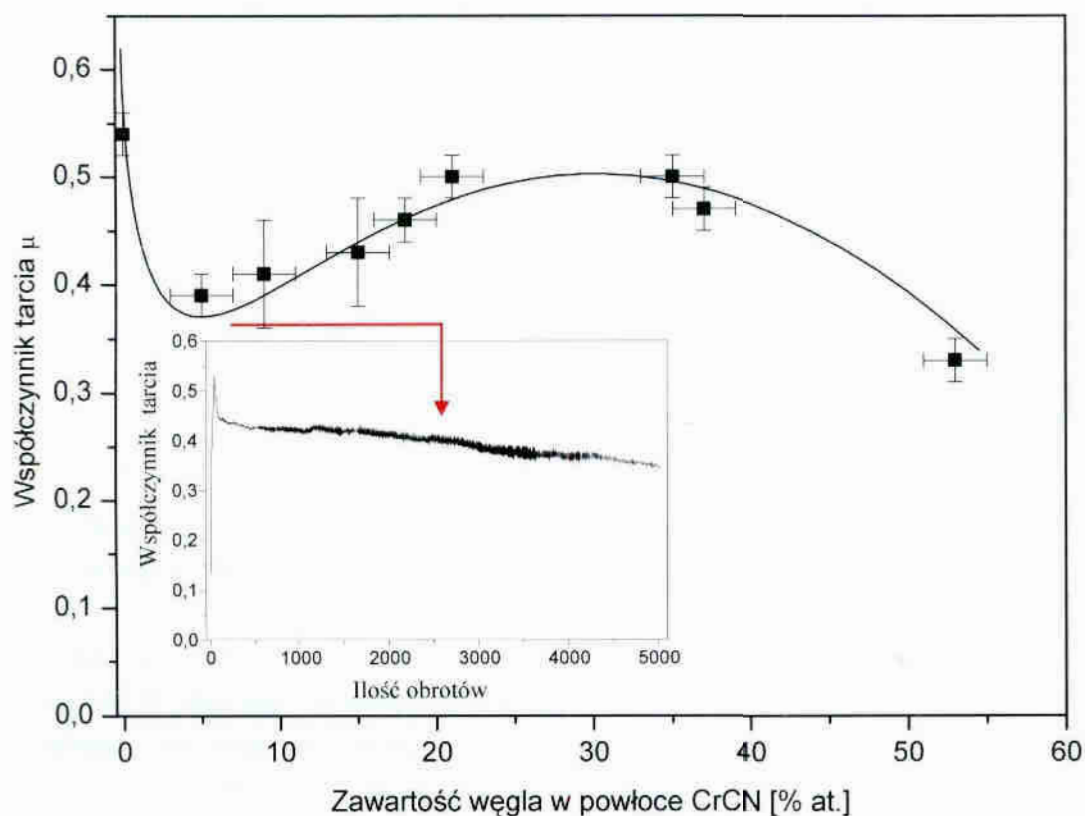
Badania tribologiczne wykonano w warunkach suchego tarcia ślizgowego. Współczynnik tarcia μ oraz wskaźnik zużycia powłoki k_w i kulki k_k określano metodą kula – tarcza. Podczas testów przeciwpróbką była kulka alundowa o średnicy 10 mm, chropowatości powierzchni $R_a < 0,02 \mu\text{m}$ i twardości 17 GPa. Prędkość ślizgu wynosiła 0,2 m/s, obciążenie 30 N a droga tarcia 2000 m. Pomiar przeprowadzono w temperaturze otoczenia, około 22°C i wilgotności względnej powietrza $50 \pm 5\%$. Po zakończeniu testu profil wytarcia na powierzchni próbki rejestrowano na profiłowymetrze Hommel Werke - T8000. Pomiaru średnicy zużycia kulki alundowej dokonywano przy użyciu mikroskopu optycznego. Do wyznaczania objętościowych wskaźników zużycia powłoki i kulki stosowano zależności opisane wzorami (9) i (10). Dla skojarzenia materiał podłożowy (stal szybkotnąca SW7M) - ceramika Al_2O_3 współczynnik tarcia μ wynosił 0,74.

Zależność współczynnika tarcia od drogi tarcia dla powłoki CrN i CrCN (7-9 % at. C) przedstawiono na rys. 50. Test tarcia charakteryzuje się dwoma różnymi etapami. Dla obu powłok w pierwszym etapie występuje początkowo znaczny wzrost współczynnika tarcia μ , wynikający ze stosunkowo wysokiej chropowatości powierzchni związanej z obecnością mikrokropli. W drugim obserwuje się spadek i ustabilizowanie wartości współczynnika tarcia: dla CrN - 0,62, dla CrCN - 0,51. Dodatek węgla powoduje obniżenie współczynnika tarcia. Wartość μ jest zgodna z danymi prezentowanymi w pracach [64,65,71].



Rys. 50. Zmiana współczynnika tarcia w funkcji drogi tarcia dla powłok jednowarstwowych CrN i CrCN zawierającej 9 % at. węgla, obciążenie 30 N.

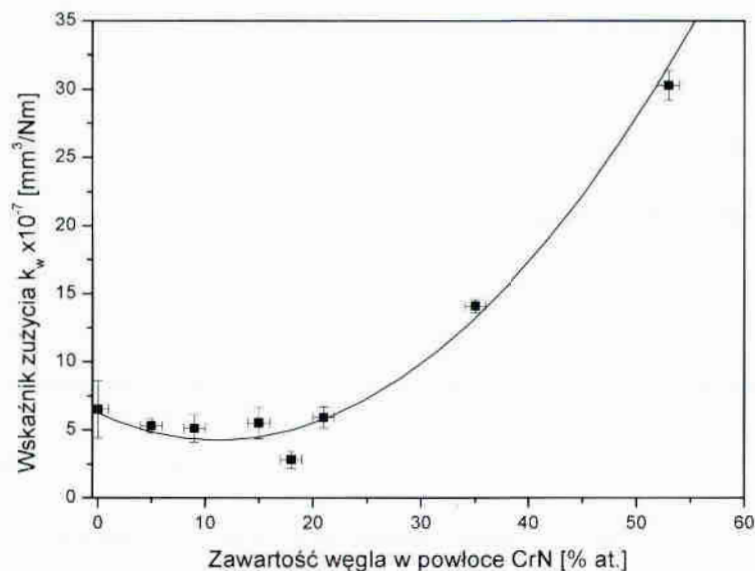
Zależność współczynnika tarcia dla powłoki CrCN o zmiennej zawartości węgla, przedstawiono na rys. 51. Dla metali i powłok o dużej twardości wg teorii Bowdena [2] czynnikiem decydującym o współczynniku tarcia jest odkształcenie sprężysto-plastyczne występujące w rzeczywistej powierzchni styku. Teoria ta uzasadnia obserwowane różnice w wartościach współczynnika tarcia, prezentowane na rys. 50 i 51, wyznaczonych przy różnych obciążeniach. Współczynnik tarcia osiąga najmniejszą wartość dla powłoki CrCN z zawartością węgla około 7 ÷ 9 % at. (rys. 51).



Rys. 51. Wpływ zawartości węgla w powłoce jednowarstwowej CrCN na wielkość współczynnika tarcia. Mniejszy rysunek przedstawia współczynnik tarcia dla powłoki CrCN zawierającej 5% at. węgla. Obciążenie 1 N.

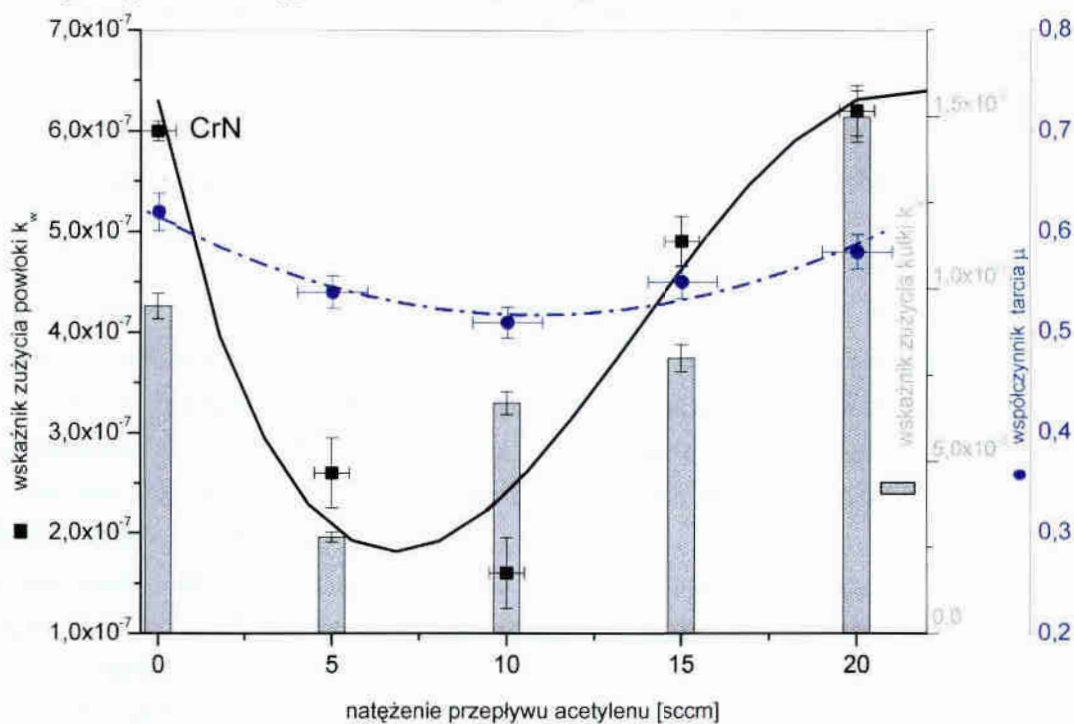
Niewielki dodatek węgla do powłok CrN powoduje spadek współczynnika tarcia. Dalsze zwiększanie ilości węgla w powłoce powoduje wzrost współczynnika tarcia, a przy ilości powyżej 30% at. ponowny jego spadek. Zmniejszenie współczynnika tarcia dla stężenia węgla powyżej 30% at. w powłoce spowodowane może być zwiększeniem jej twardości i mniejszą skłonnością do szczytów adhezyjnych. Wartość współczynnika tarcia dla powłoki z układu Cr-C wynosi 0,33 i kojarzona jest z powłoką, w której obecne są dwie fazy Cr_7C_3 i Cr_3C_2 [66]. Wartość μ wskazuje, że nawet dla dużych ilości węgla w warstwie nie powstaje amorficzna faza typu CrC-a-C:H charakteryzująca się niskim współczynnikiem μ poniżej 0,1 [65,66].

Wskaźnik zużycia powłoki k_w (wzór 9) wyznaczono po testach tarcia (obciążenie 1 N) na podstawie analizy profilu zużycia zarejestrowanego na profilografie. Pole zużytej powierzchni było średnią z pięciu pomiarów. Do obliczania powierzchni przekroju profilu wykorzystano program Origin 6.0. Zmiany wskaźnika zużycia k_w powłoki jednowarstwowej CrCN (rys. 52) wskazują, że najniższą jego wartością charakteryzują się powłoki zawierające do 20% at. węgla.



Rys. 52. Wskaźnik zużycia k_w powłoki jednowarstwowej CrCN w funkcji zawartości węgla, wyznaczony w teście tarcia przy obciążeniu 1 N.

Także dla pomiarów przeprowadzonych przy obciążeniu 30 N zużycie powłoki jednowarstwowej CrCN oraz zużycie przeciwpróbek (kulka alundowa) - rys. 53 wykazuje charakterystyczne minimum dla natężenia przepływu acetyleny 5÷10 scem. Odpowiada to zawartości węgla w powłoce w przedziale 5÷9 % at. Zarówno powłoki i przeciwpróbki wykazują niskie zużycie w stosunku do powłoki CrN lub Cr₂N. Wartość wskaźnika k_w powłok otrzymanych przy natężeniu przepływu acetyleny 5÷10 scem, przyjmuje wartość minimalną około $1,7 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$. Jest to związane z wysoką twardością powłoki i niższym współczynnikiem tarcia.



Rys. 53. Wskaźnik zużycia powłoki k_w , przeciwpróbki k_k i współczynnik tarcia μ dla powłok jednowarstwowych CrCN otrzymywanych przy zmiennym natężeniu przepływu acetyleny. Parametry wyznaczone w teście tarcia przy obciążeniu 30 N.

Badania tribologiczne przeprowadzono również dla powłok Cr₂N i CrN. Wszystkie wyniki badań zestawiono w tabeli 10.

Tabela 10. Zestawienie wyników badań tribologicznych wybranych powłok jednowarstwowych. Wyznaczone w teście tarcia przy obciążeniu 30 N.

Nr próbki	Natężenie przepływu acetyleny	Chropowatość powłoki Ra	Współczynnik tarcia μ	Wsk. zużycia powłoki k_w	Wsk. zużycia kulki k_k
	[sccm]	[μm]	-	[mm^3/Nm]	[mm^3/Nm]
CrN (620)		0,06	0,62	$5,7 \cdot 10^{-7}$	$9,5 \cdot 10^{-8}$
Cr ₂ N (621)		0,06	0,75	$5,6 \cdot 10^{-6}$	$2,8 \cdot 10^{-7}$
CrCN (677)	5	0,07	0,53	$2,5 \cdot 10^{-7}$	$2,8 \cdot 10^{-8}$
CrCN (678)	10	0,08	0,51	$1,6 \cdot 10^{-7}$	$6,7 \cdot 10^{-8}$
CrCN (679)	15	0,08	0,55	$4,9 \cdot 10^{-7}$	$8,0 \cdot 10^{-8}$
CrCN (680)	20	0,07	0,57	$6,3 \cdot 10^{-7}$	$1,4 \cdot 10^{-7}$

Z przeprowadzonych badań powłok jednowarstwowych wynika, że najlepsze parametry charakteryzujące powłokę (adhezja, twardość, współczynnik tarcia oraz wskaźnik zużycia) wykazuje powłoka CrCN zawierająca 7÷9% at węgla. Stężenie to uzyskuje się przy natężeniu przepływu acetyleny w komorze roboczej wynoszącym 10 sccm przy zachowaniu stałego ciśnienia azotu $p=1,8$ Pa. Powłoka ta w dalszych badaniach stanowiła jedną z warstw powłoki wielowarstwowej CrCN/CrN.

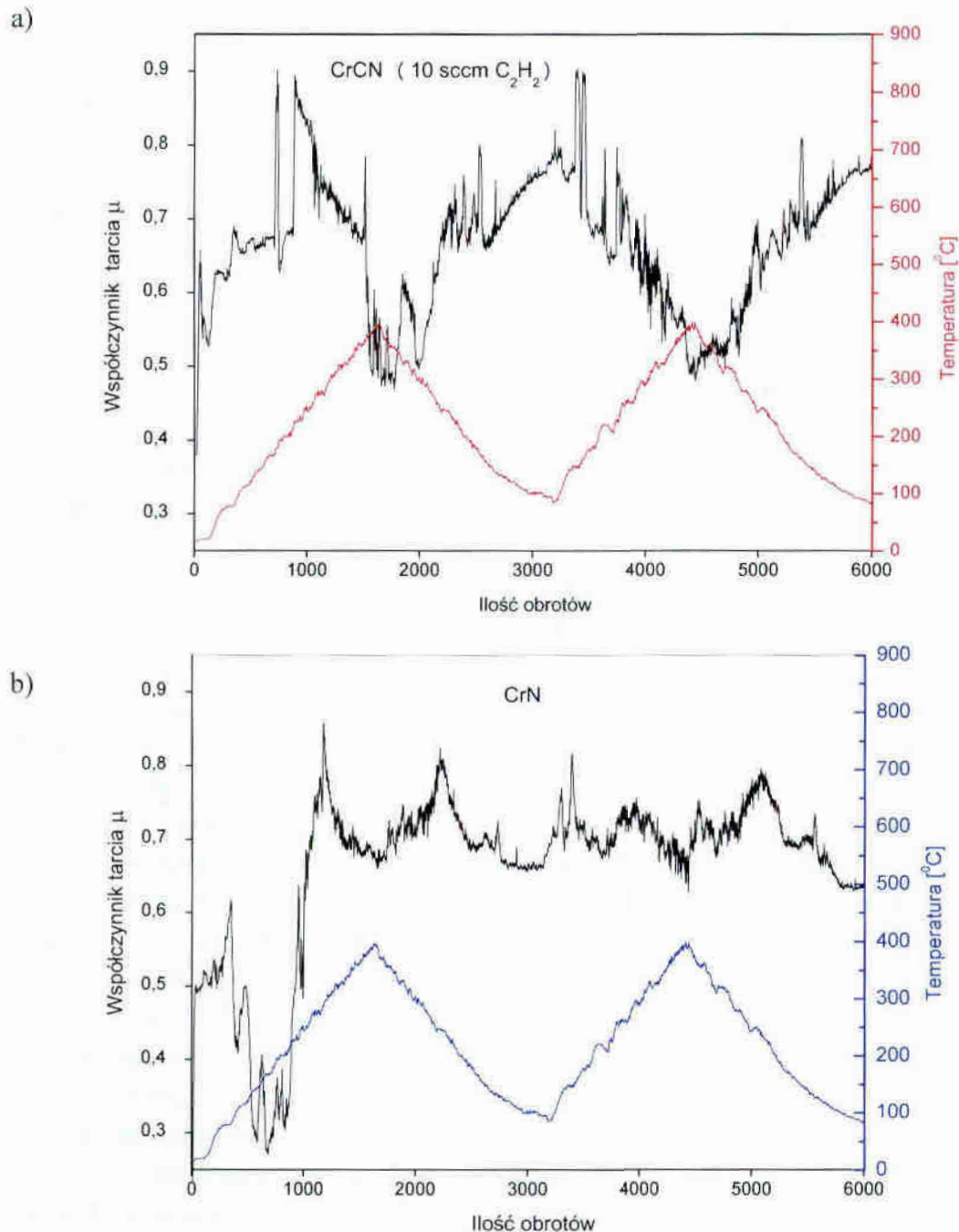
10.7.6.1. Zużycie powłok jednowarstwowych CrCN w funkcji temperatury.

Współczynnik tarcia μ dla wielu materiałów zmienia się ze wzrostem temperatury. W węgle ciernym, niezależnie od rodzaju skojarzonych materiałów dochodzi do wydzielania energii cieplnej zależnej od współczynnika tarcia μ . Aby ocenić stabilność termiczną powłoki zmierzono wartość współczynnika tarcia μ w funkcji programowanych, cyklicznych zmian temperatury. Badanie przeprowadzono w układzie kula - tarcza przy obciążeniu 1N z przeciwpróbką wykonaną z Al₂O₃. Test ten obejmował dwa cykle grzania do temperatury 400°C oraz studzenia, na drodze 400 m (6000 obrotów) - rys. 54 a i b.

W przeprowadzonym teście zarejestrowano większe zmiany współczynnika tarcia μ dla powłoki CrCN (9 % at. C) niż dla powłoki CrN (rys. 54). W początkowym okresie docierania występują dwa czynniki, tj. docieranie związane z usuwaniem mikrokropli na powierzchni oraz odparowanie wody zaadsorbowanej na trących powierzchniach próbki i przeciwpróbki. Czynniki te powodują początkowo wzrost, a następnie spadek współczynnika tarcia. Jest to związane z uplastycznieniem powłoki spowodowanym wzrostem ruchliwości dyslokacji, a także zmniejszeniem twardości przeciwpróbki (kulki alundowej) z 15 GPa w temperaturze otoczenia do około 10 GPa

w temperaturze 400°C. W przedziale temperatur 100 ÷ 400 °C współczynnik tarcia zmniejsza się od około 0,8 do około 0,45. Podobny rezultat przedstawiono w pracy [146]. Powtarzalna zmiana współczynnika tarcia w funkcji temperatury wskazuje na stabilność termiczną badanych powłok.

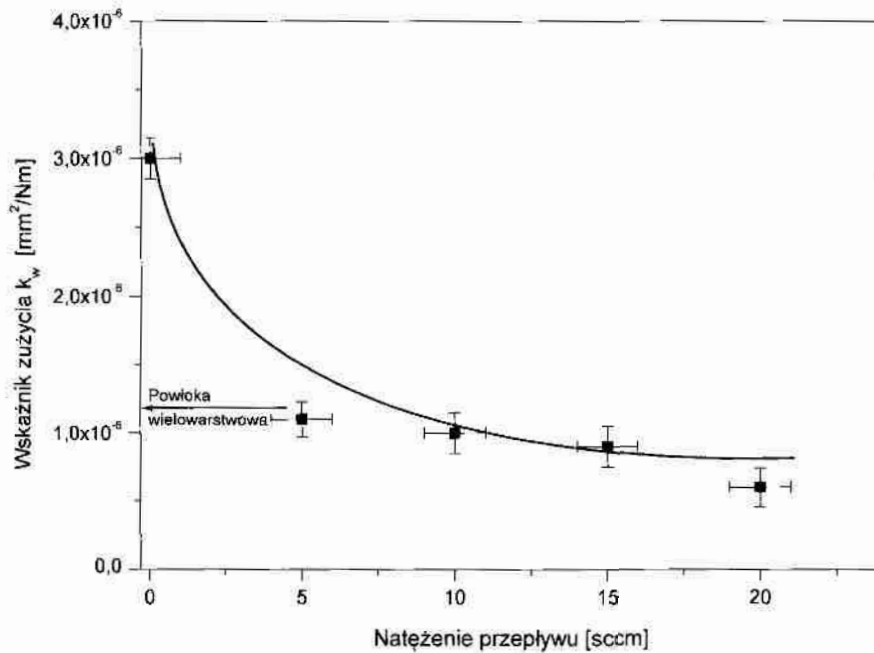
Podłoże stalowe bez powłoki poddane takiemu samemu badaniu współczynnika tarcia w funkcji temperatury wykazuje zbliżony charakter zmian. Współczynnik tarcia, po początkowym okresie docierania zmniejsza się od 0,9 do około 0,6 w temperaturze 450°C [144].



Rys. 54. Zmiany współczynnika tarcia w funkcji cyklicznej zmiany temperatury: a) powłoka jednowarstwowa CrCN zawierająca 9 % at. węgla, b) powłoka jednowarstwowa CrN.

Wartości wskaźnika zużycia k_w powłok jednowarstwowych otrzymanych dla różnych natężeń przepływu acetyleny wyznaczono po teście tarcia i przedstawiono na rys. 55. Wskaźnik zuży-

cia k_w dla powłoki CrN jest około 3 razy wyższy niż dla powłok zawierających węgiel, przy czym ze wzrostem jego zawartości wskaźnik zużycia nieznacznie maleje. Powłoka wielowarstwowa wykazuje zużycie porównywalne do powłok jednowarstwowych zawierających węgiel.



Rys. 55. Zużycie powłok jednowarstwowych po teście programowanego grzania.

Strzałką zaznaczono zużycie dla powłoki wielowarstwowej o $N_A = 6$ i podziale 1:2.

Warunki testu, tj. atmosfera bogata w tlen, podwyższona temperatura, występujące w węźle tarcia obciążenia sprzyjają utlenianiu się trących powierzchni. Warstwy tlenkowe mogą zmieniać tarcie i wpływać na zużycie powierzchni. Oderwane od trących powierzchni cząstki, pozostające w węźle tribologicznym, mogą zwiększać tarcie i powodować większe zużycie powierzchniowe. Jeśli trące materiały różnią się aktywnością chemiczną, lub w strefie kontaktu ciernego jest więcej produktów tarcia o różnym składzie to powstające tlenki mogą wpływać na współczynnik tarcia i wielkość zużycia [133,134].

Naturalnym katalizatorem procesów utleniania jest temperatura. Jednakże tlenki powstają nie tylko w podwyższonej temperaturze. Potwierdzono [132,143], że już w temperaturze pokojowej powstaje na powierzchni powłok CrN tlenek chromu Cr_2O_3 , ale także niestabilne fazy Cr_8O_{11} (jako mieszanina CrO_2 i Cr_2O_3), Cr_3O_8 , Cr_2O_5 . Tlenki te mają różne właściwości fizyczne, co może być powodem zmian rejestrowanych na rys. 66. Cr_2O_3 charakteryzuje się wysoką twardością, około 29 GPa, dobrą odpornością na zużycie, niskim współczynnikiem tarcia - 0,4, obojętnością chemiczną, wytrzymałością mechaniczną i dobrą odpornością korozyjną.

Powłoki zawierające tlen charakteryzują się generalnie niższym zużyciem w stosunku do powłok CrN. Tlen ma również udział w ograniczaniu pęknięć na powierzchni powłoki wykonanej z CrN [145]. Blokowanie pęknięć lub ich ograniczenie w znacznym stopniu przyczynia się do poprawy właściwości przeciwzużyciowych stosowanej powłoki.

Analizując powyższe wyniki trzeba mieć na uwadze, że zużycie nie jest właściwością materiału, a jedynie odpowiedzią skojarzenia tribologicznego. Zużycie znacznie się zmienia nawet przy względnie małych zmianach w układzie trącym, który jest kompozycją parametrów dynamicznych, środowiska trącego i ich właściwości materiałowych.

Podsumowanie

Analiza wyników z przeprowadzonych pomiarów twardości, adhezji, tarcia i zużycia wskazuje, że najlepszymi parametrami cechuje się powłoka jednowarstwowa CrCN zawierająca około 7-10 % at. węgla, otrzymana przy natężeniu przepływu acetyleny 10 sccm. Jej twardość - 22 GPa, siła krytyczna - 80 N, a przede wszystkim niski wskaźnik zużycia - $1,6 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ wskazują na potencjalnie dobre właściwości przeciwzużyciowe modelowanej powłoki wielowarstwowej CrCN/CrN.

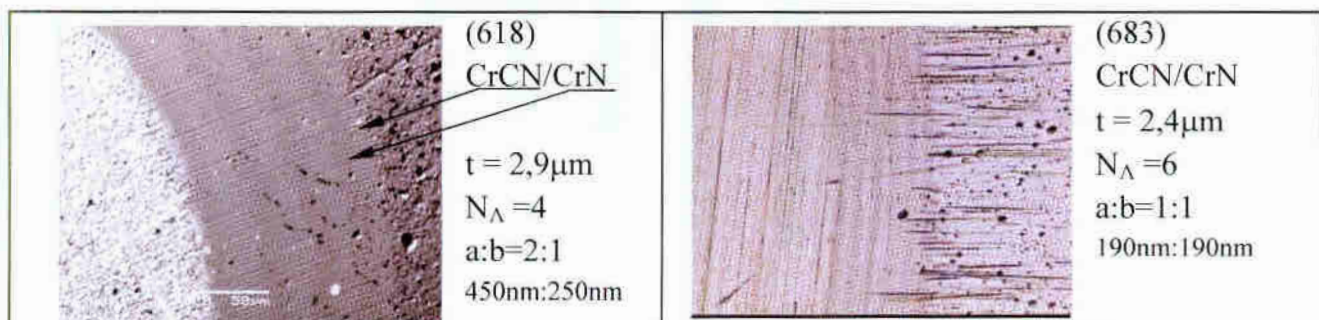
10.8. Powłoki wielowarstwowe CrCN/CrN

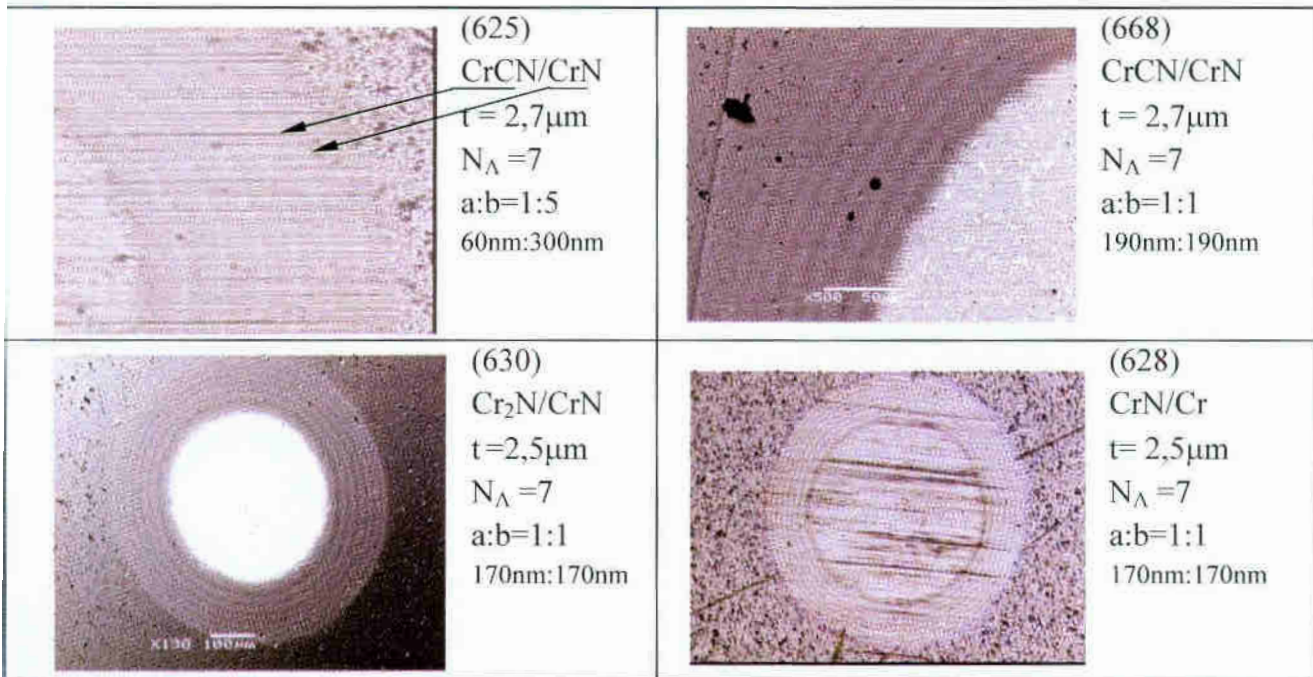
Wyniki pomiarów grubości wybranych powłok wielowarstwowych o różnej architekturze z określeniem grubości warstw CrCN i CrN w module Λ zebrano w tabeli 11.

Tabela 11. Grubość wybranych powłok

Rodzaj powłoki	Grubość całkowita powłoki t [μm]	Budowa (architektura)		
		Ilość modułów N_Λ	Podział modułu Λ CrCN/CrN a:b	
			a [nm]	b [nm]
Cr/CrN (628)	2,5	7	1:1	
			170	170
Cr ₂ N/CrN (630)	2,5	7	1:1	
			170	170
CrCN/CrN (618)	2,9	4	2:1	
			450	250
CrCN/CrN (683)	2,4	6	1:1	
			190	190
CrCN/CrN (625)	2,7	7	1:5	
			60	300
CrCN/CrN (664)	2,6	7	1:2	
			120	240

Fotografie śladów wytarcia otrzymanych w pomiarach grubości metodą Calotest przykładowych powłok wielowarstwowych wraz z informacją o ilości powtarzalnych modułów N_Λ , grubości całkowitej oraz grubości poszczególnych warstw w powłoce przedstawiono na rys. 56.

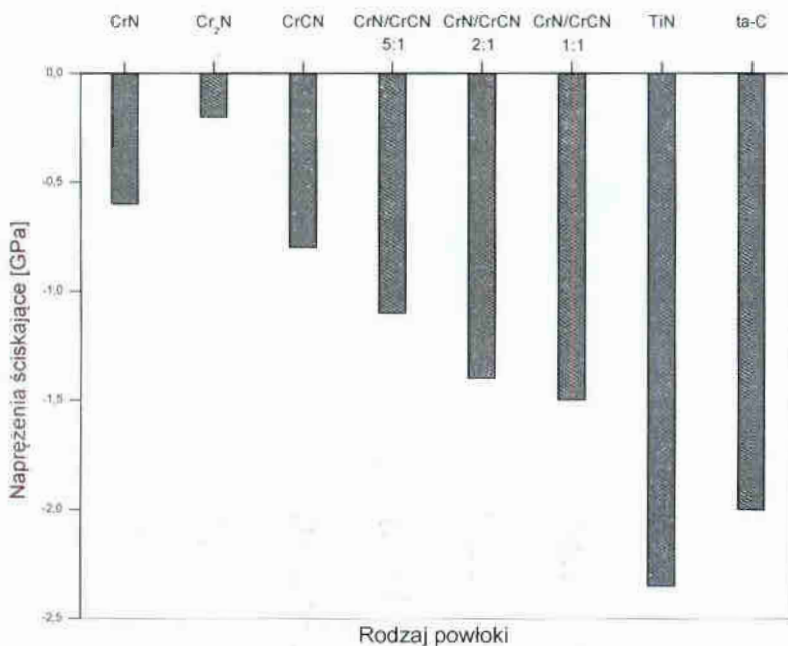




Rys. 56. Obrazy wytarcia uzyskanego po pomiarach grubości powłok wielowarstwowych metodą Calotest.

10.8.1. Naprężenia w powłokach wielowarstwowych

Powłoki wielowarstwowe CrCN/CrN o grubości modułu $\Lambda \sim 400\mu\text{m}$ i różnym stosunku podziału warstw CrCN i CrN wykazują większe wartości naprężeń w porównaniu do powłok jednowarstwowych CrN i CrCN - rys. 57. Wyższe wartości naprężeń dla powłok wielowarstwowych wynikają z różnicy parametrów sieci poszczególnych warstw. Zaobserwowano także wzrost wartości naprężeń ze wzrostem stosunku grubości CrCN do CrN. Może to być związane z większą wartością stałej sieci CrCN ($4,19\text{\AA}$) w porównaniu do parametru sieci drugiej warstwy w module - CrN ($4,17\text{\AA}$). Wielkości te wyznaczone zostały z dyfraktogramów zawartych w rozdziale 10.5.

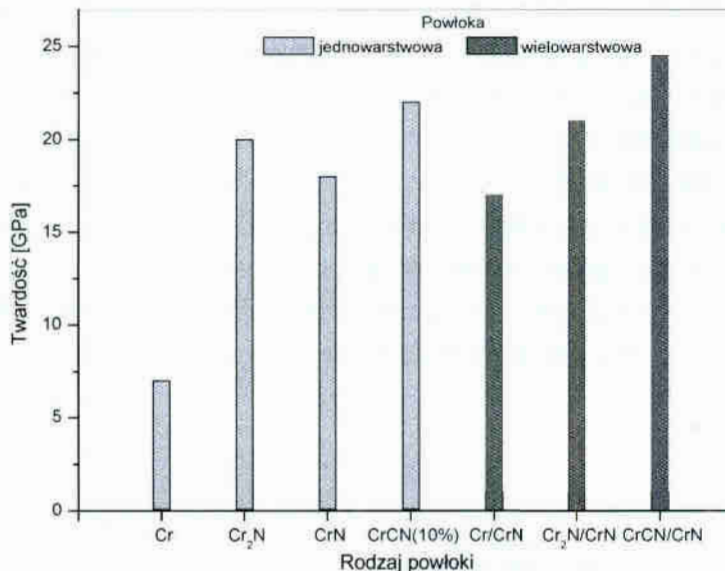


Rys. 57. Wielkość naprężeń w otrzymanych powłokach jednowarstwowych i wielowarstwowych.

10.8.2. Twardość powłok wielowarstwowych

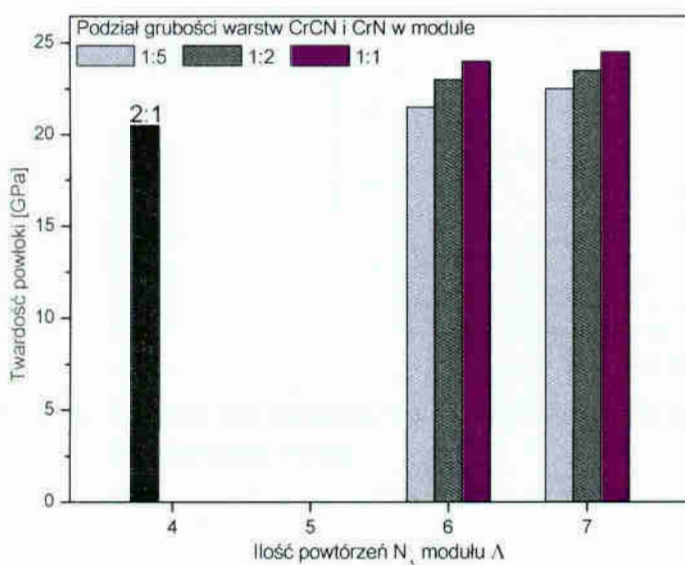
Istotnym czynnikiem wpływającym na twardość powłok mają naprężenia [46], będące skutkiem zajmowania przez węgiel pozycji międzywęzłowych w warstwach CrCN.

Przedstawione twardości (rys. 58) dotyczą powłok wielowarstwowych Cr/CrN, Cr₂N/CrN i CrCN/CrN, charakteryzujących się podobną budową, tj.: grubością modułu $\Lambda \sim 400 \mu\text{m}$, liczbą powtórzeń $N_\Lambda = 7$ i stosunkiem podziału 1:1.



Rys. 58. Twardości badanych powłok jednowarstwowych i wielowarstwowych. Powłoka CrCN/CrN - $\Lambda \sim 400 \mu\text{m}$, liczba powtórzeń modułu $N_\Lambda = 7$, podział modułu 1:1, zawartość węgla w warstwie CrCN 10 % at.

Śród zaprojektowanych i badanych powłok CrCN/CrN najwyższą wartością twardości charakteryzowały się powłoki z podziałem warstw w module Λ równym 1:1. Zauważono także nieznaczny wzrost twardości ze wzrostem ilości modułów N_Λ w powłoce - rys. 59. Zaznaczyć należy, że wszystkie prezentowane tu powłoki otrzymano dla jednakowego natężenia przepływu 10 scm acetyleny Dla tej wartości przepływu powłoka jednowarstwowa CrCN wykazuje najwyższą twardość ze wszystkich powłok jednowarstwowych. Dla innych powłok wielowarstwowych wyznaczone wielkości twardości zestawiono w tabeli 12.

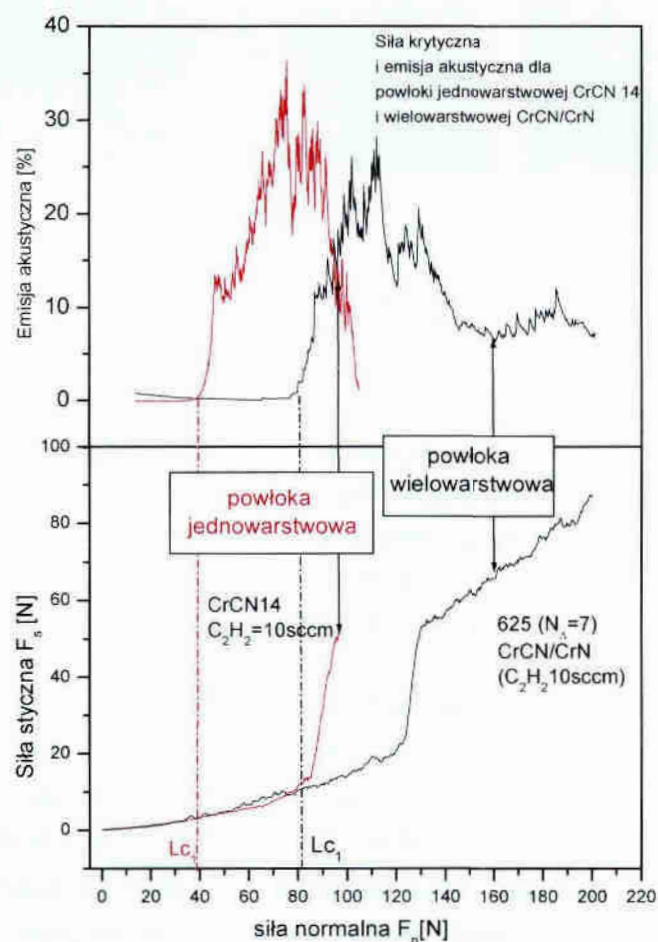


Rys. 59. Zależność twardości powłok wielowarstwowych CrCN/CrN od ilości powtórzeń N_Λ modułu Λ i podziału grubości warstw w module.

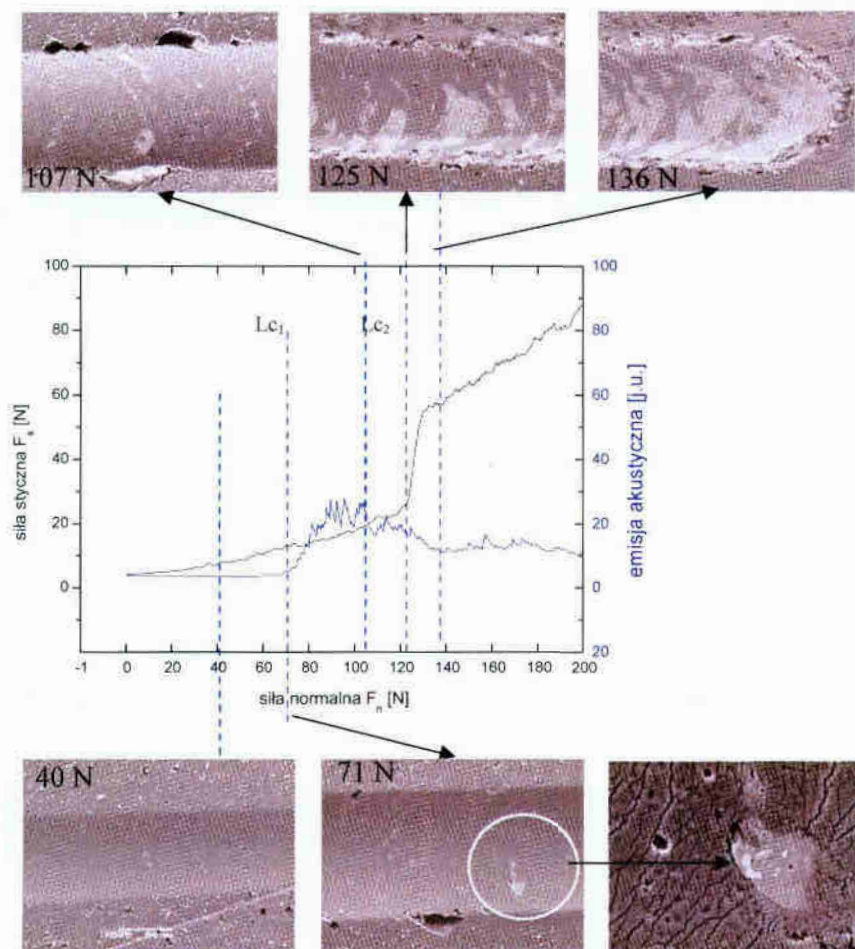
10.8.3. Adhezja powłok wielowarstwowych

Zależność siły tarcia i sygnału akustycznego od siły normalnej dla powłoki jednowarstwowej CrCN (seria próbek CrCN14) i wielowarstwowej CrCN/CrN (seria próbek 625) charakteryzujących się porównywalnym składem chemicznym, ale różną architekturą przedstawiono na rys. 60. Niezależnie od typu powłoki, różnica między siłą L_{c2} i L_{c1} jest taka sama i wynosi nieco ponad 40 N. Ze względu na pożądane właściwości przeciwzużyciowe powłok najbardziej optymalnym byłaby wysoka wartość siły krytycznej L_{c1} , bowiem przy tej wartości zachodzi inicjacja procesu jej pęknięcia. W powłokach jednowarstwowych pęknięcia rozchodzą się wzdłuż występujących w niej kolumn aż do podłoża, przyczyniając się do szybkiego zniszczenia powłoki. W powłokach wielowarstwowych propagacja pęknięć blokowana jest na kolejnych warstwach struktury. Znaczący wzrost siły krytycznej dla powłok wielowarstwowych, ok. 50 % w stosunku do powłoki jednowarstwowej, jest związany z różnymi mechanizmami niszczenia takich powłok.

Zależność siły stycznej F_s i natężenia sygnału akustycznego od siły nacisku F_n w teście rysy dla powłoki CrCN/CrN (625) przedstawiono na rys 61. Załączone fotografie przedstawiają ślad rysy dla określonego obciążenia. Wyznaczone obciążenia krytyczne L_{c1} i L_{c2} wynoszą odpowiednio (71 ± 3) N i (125 ± 3) N.



Rys. 60. Zmiana siły stycznej i wielkości natężenia sygnału emisji akustycznej dla powłoki jedno- i wielowarstwowej.

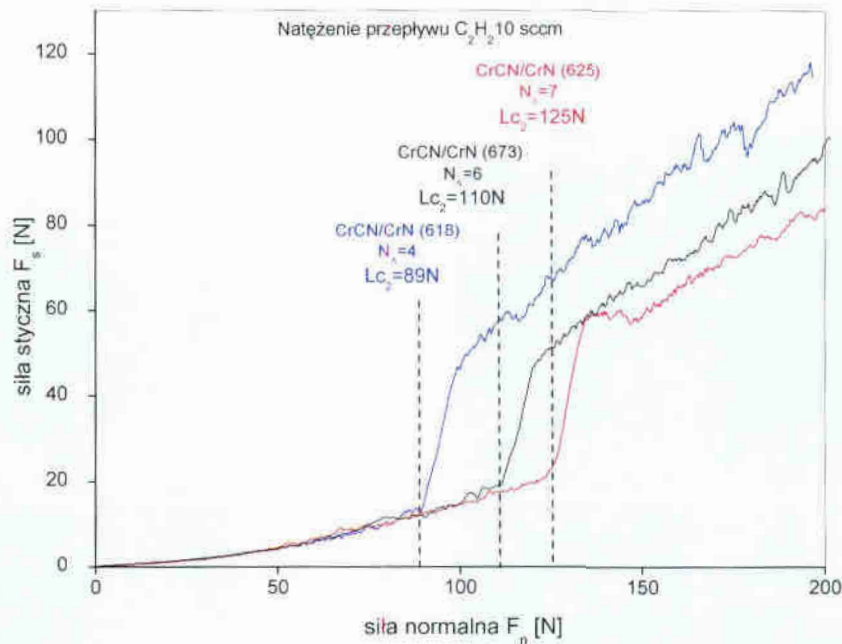


Rys. 61. Zależność siły stycznej F_s i natężenia sygnału akustycznego od siły normalnej F_n w teście rysy. Powłoka wielowarstwowa CrCN/CrN (668), $N_\Lambda=7$.

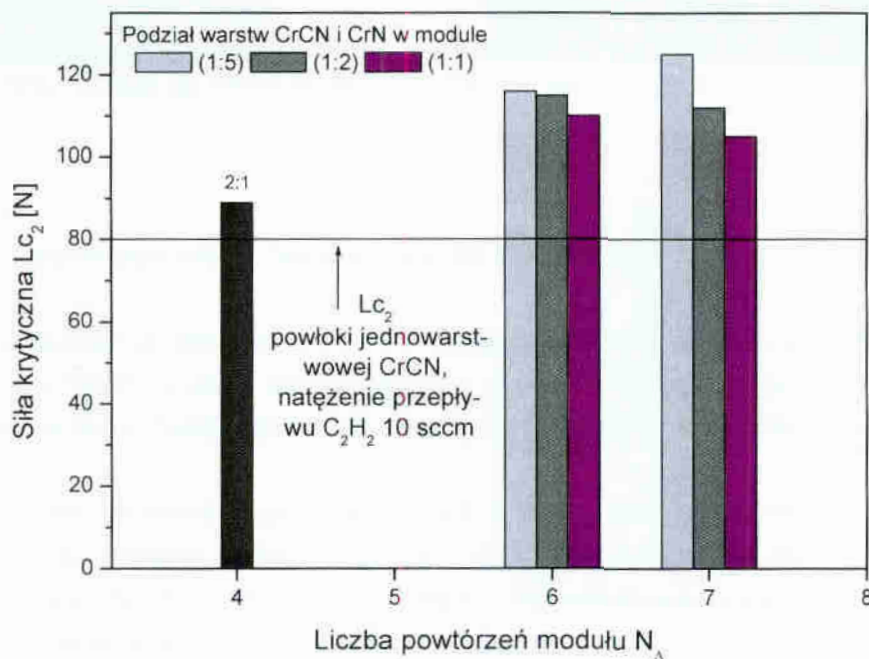
Na zdjęciu wycinka rysy odpowiadającemu obciążeniu 40 N, czyli dla obciążenia poniżej L_{c1} , brak jest jakichkolwiek uszkodzeń powłoki. Na kolejnym, dla obciążenia $L_{c1}=71$ N, widoczne są pierwsze pęknięcia kohezyjne i konforemne powłoki. Nieliczne wykruszenia i pęknięcia powłoki nie zmniejszające jej właściwości użytkowych widoczne są na brzegach rysy powstałej przy obciążeniu 107 N, tj. w przedziale obciążeń L_{c1} i L_{c2} . Obraz rysy powstały przy obciążeniu siłą 125 N (L_{c2}) wykazuje znaczne obszary ubytków powłoki, natomiast przy 136 N, przedstawia całkowite zniszczenie powłoki.

Ilość powtarzalnych modułów N_Λ znacząco wpływa na wielkość siły krytycznej L_{c2} powłok wielowarstwowych CrCN/CrN - rys.62. Wszystkie prezentowane tu powłoki charakteryzują się jednakowym stosunkiem podziału a:b grubości warstw CrCN i CrN w module Λ i wynosi on (1:5) oraz jednakową zawartością węgla (około 7-9% at.) w warstwie CrCN modułu.

Poprawę adhezji powłok do podłoża (wzrost siły krytycznej L_{c2}) w odniesieniu do powłoki jednowarstwowej CrCN zarejestrowano dla wszystkich badanych powłok. Dla ilości powtórzeń $N_\Lambda=6$ i 7 L_{c2} są zbliżone, chociaż zauważyć można wzrost L_{c2} ze zmniejszaniem grubości warstwy CrCN w module Λ - rys. 63.



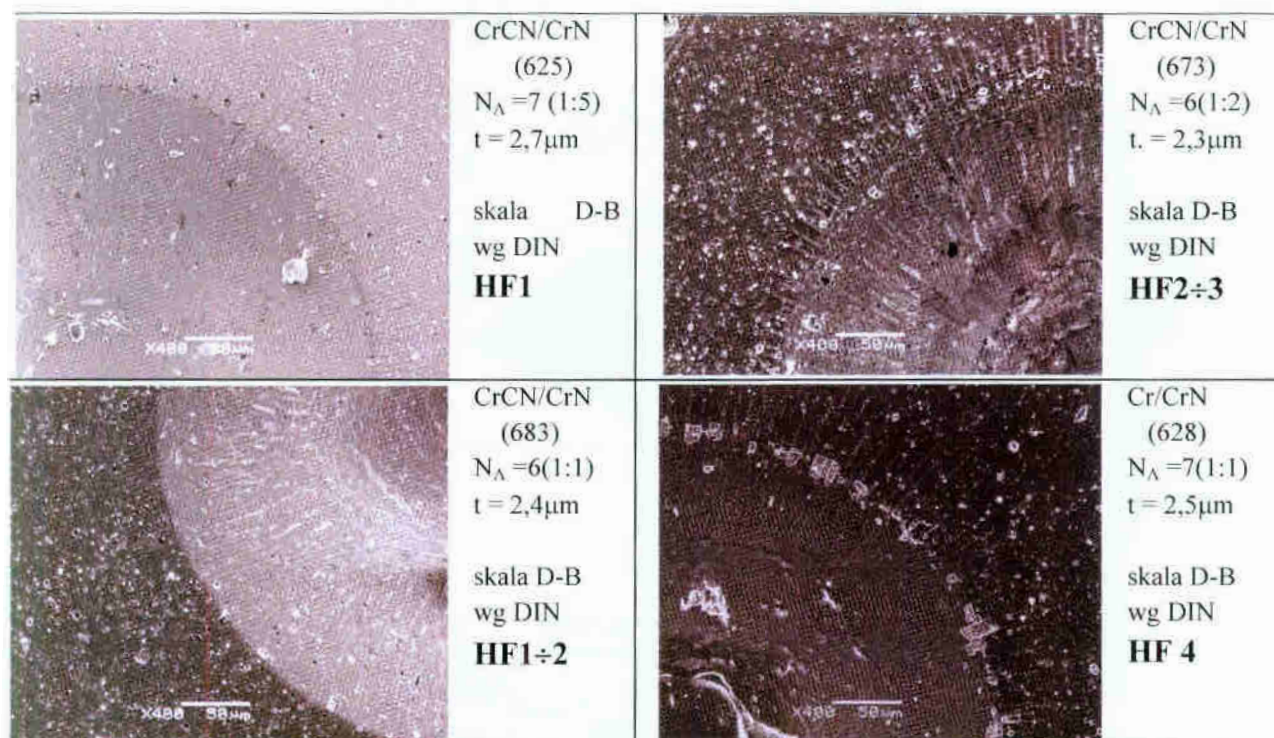
Rys. 62. Zmiana wielkości siły stycznej dla powłok wielowarstwowych o różnej ilości modułów N_Λ (grubość modułu powtarzalności $\Lambda \sim 400 \mu m$).



Rys. 63. Wpływ ilości powtórzeń N_Λ w powłoce na wartość siły krytycznej Lc_2 przy stałym r i module Λ .

W celu sprawdzenia przyczepności powłoki do podłoża przeprowadzono także test Daimlera-Benz (Rockwella) charakteryzujący się dużym jednostkowym obciążeniem. Z analizy wyników uzyskanych podczas tego testu wynika, że najlepszą adhezję posiadają powłoki wielowarstwowe o ilości modułów $N_\Lambda = 6$ i 7 . Można je zakwalifikować do najwyższej klasy przyczepności HF1 i HF2. Powłoki jednowarstwowe o zbliżonej zawartości węgla charakteryzują się adhezją określaną jako HF4 i HF5. Główną przyczyną niższej adhezji tych powłok związana jest z ich budową kołmową charakterystyczną dla wszystkich powłok jednowarstwowych.

Poniżej przedstawiono wybrane zdjęcia odcisków uzyskanych po badaniach metodą Rockwella ich charakterystykę wg skali DIN - rys. 64.

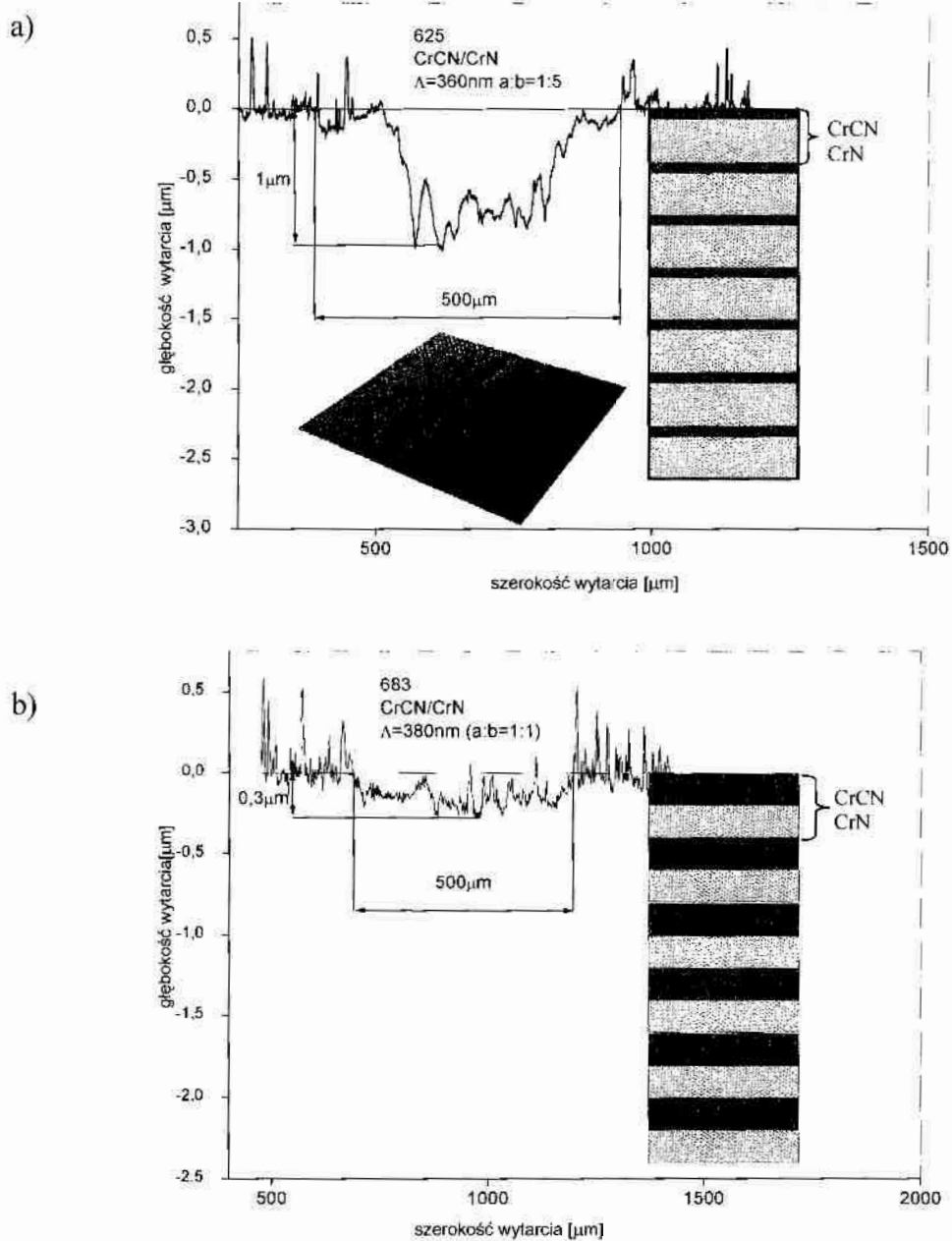


Rys. 64. Wybrane odciski po teście Rockwella dla powłok wielowarstwowych.

10.8.4. Zużycie powłok wielowarstwowych CrCN/CrN

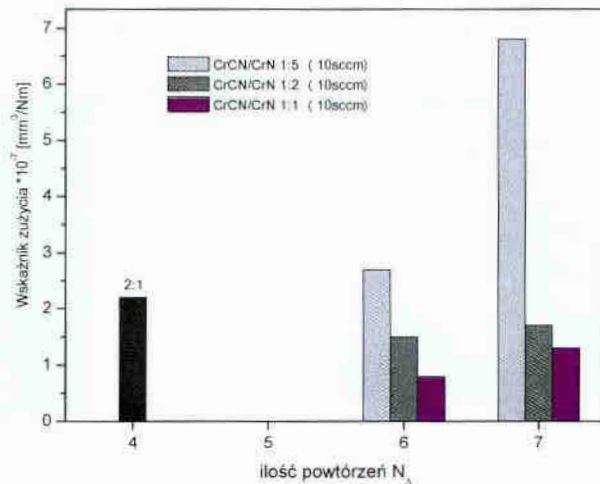
Z prezentowanych powyżej wyników badań twardości i adhezji wynika, że powłoki wielowarstwowe CrCN/CrN o ilości powtórzeń $N_A = 6$ i 7 charakteryzują się porównywalnymi parametrami. Powłoki te, o różnym podziale warstw CrCN i CrN w module poddano testom tarcia i zużycia.

Stwierdzono, że stosunek grubości warstw w module ma istotny wpływ na właściwości tribologiczne powłok. Powłoki wielowarstwowe CrCN/CrN utworzone przy natężeniu przepływu acetyleny wynoszącym 10 scem, charakteryzujące się jednakową grubością modułu $\Lambda = 400$ nm, z ilością powtórzeń modułu $N_A = 7$ ale różnym podziale warstw (a:b) w module wykazują różne zużycie – rys. 65. Na rysunkach obok profilu wytarcia przedstawiono architekturę powłoki w odpowiedniej skali. Warunki testu dla obu powłok były takie same, droga tarcia wynosiła 2000 m, a obciążenie normalne 30 N. Powłoka o podziale grubości warstw CrCN do CrN (1:5) charakteryzuje się większym zużyciem w porównaniu z powłoką o podziale (1:1). Wzrost grubości warstwy CrCN w module powoduje zmniejszanie zużycia. Obie przedstawione na rysunku powłoki nie uległy przetarciu w trakcie wykonywania badań.



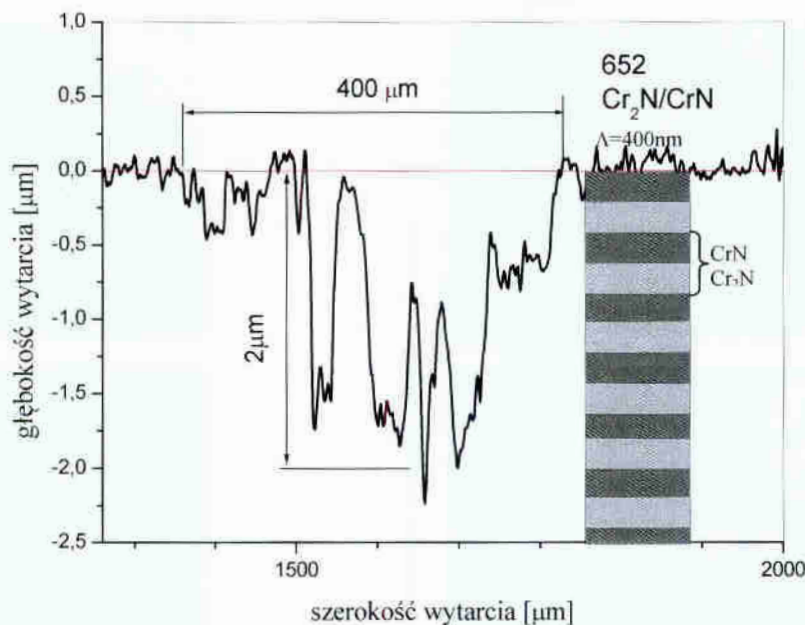
Rys. 65. Profile zużycia powłok CrCN/CrN po 2000 m drogi tarcia. Budowa powłoki przedstawiona obok jest w tej samej skali jak profil wytarcia.

Z testów zużycia wynika, że najniższy wskaźnik zużycia wykazują powłoki o podziale warstw w module jak (1:1). Nieznacznie wyższy jest wskaźnik zużycia dla podziału (1:2) natomiast powłoka wielowarstwowa z podziałem warstw CrCN i CrN (1:5) w module i ilości modułów $N_{\Lambda} = 7$ charakteryzuje się blisko sześciokrotnie wyższym wskaźnikiem zużycia w porównaniu do powłoki z podziałem (1:1) - rys. 66.



Rys. 66. Wpływ ilości powtórzeń N_A w powłoce o module Λ (o grubości $\sim 400\text{nm}$) i podziale a:b poszczególnych warstw w module na wskaźnik zużycia k_w powłoki typu CrCN/CrN, natężenie przepływu acetyleny 10 scm.

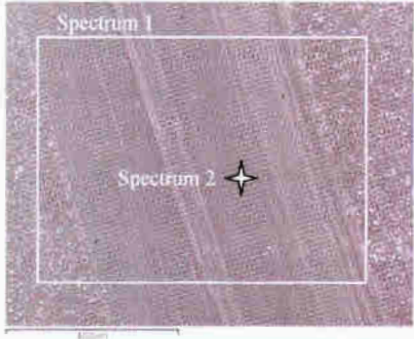
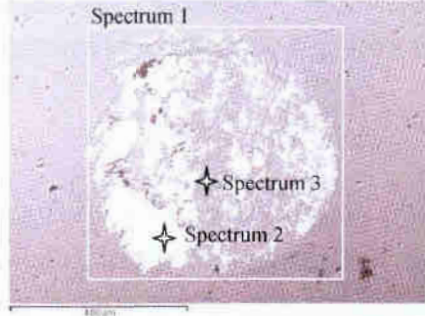






Jako powłokę odniesienia zbadano także powłokę wielowarstwową $\text{Cr}_2\text{N}/\text{CrN}$ stosowaną już w praktyce jako powłokę przeciwużyciową na narzędzia do obróbki drewna [119] o module $\Lambda=400\text{ nm}$ i podziale modułu a:b (1:1). Z profilu wytarcia wyznaczono dużo większy wskaźnik zużycia, $k_w = 5,5 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$, niż dla powłok wielowarstwowych CrCN/CrN o podobnej architekturze - rys. 67.



Rys. 67. Profil zużycia powłoki $\text{Cr}_2\text{N}/\text{CrN}$ po 1500 m drogi tarcia. Budowa powłoki przedstawiona obok jest w tej samej skali jak profil wytarcia.

W celu wyjaśnienia procesów zachodzących w węzle tarcia podczas badań tribologicznych przeprowadzono badania składu (EDS) powłoki w śladzie wytarcia i powierzchni wytarcia prze-

ciwpróbki (kulka). Badania dla powłoki CrCN/CrN (seria 683) o ilości modułów 6 i podziale a:b (1:1) przedstawiono na rys. 68.

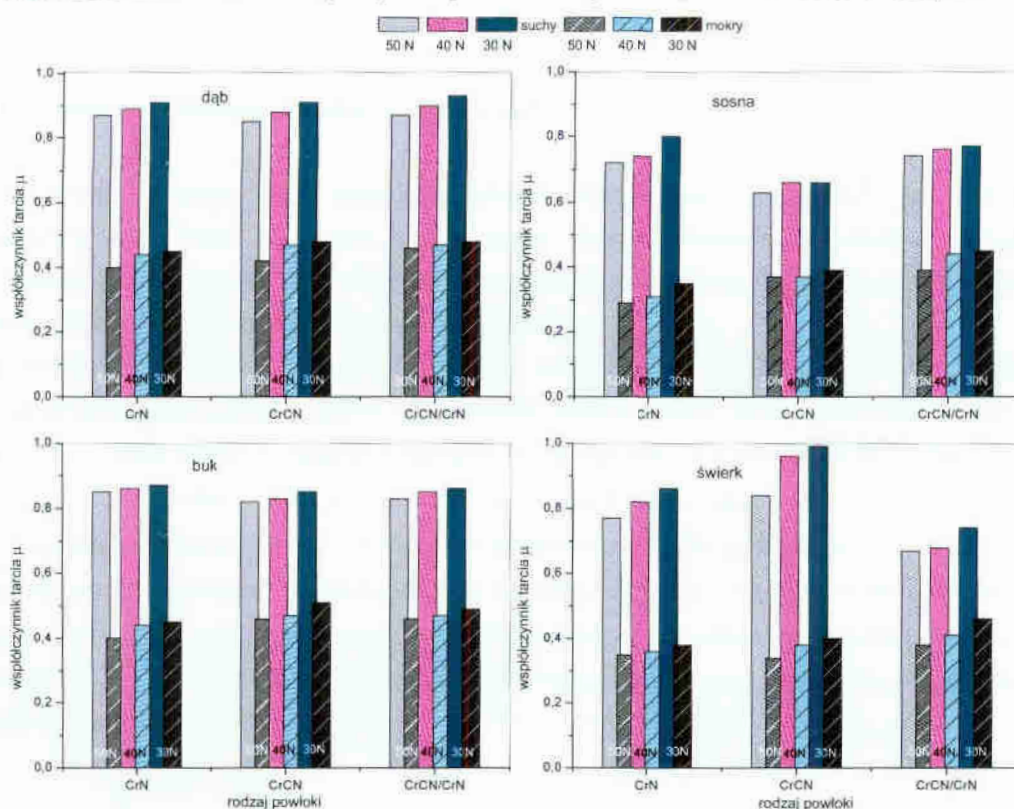
Obraz SEM wytarcia powłoki	Obraz SEM wytarcie kulki alundowej																																																										
 <table border="1" data-bbox="550 313 710 683"> <thead> <tr> <th colspan="2">Skład % at.</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Spektrum 1</td> <td></td> </tr> <tr> <td>C</td> <td>9,0</td> </tr> <tr> <td>N</td> <td>46,7</td> </tr> <tr> <td>O</td> <td>3,7</td> </tr> <tr> <td>Al</td> <td>0,2</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>40,4</td> </tr> <tr> <td>Spektrum 2</td> <td></td> </tr> <tr> <td>C</td> <td>21,3</td> </tr> <tr> <td>N</td> <td>39,1</td> </tr> <tr> <td>O</td> <td>4,0</td> </tr> <tr> <td>Al</td> <td>0,2</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>35,4</td> </tr> </tbody> </table>	Skład % at.		Spektrum 1		C	9,0	N	46,7	O	3,7	Al	0,2	Cr	40,4	Spektrum 2		C	21,3	N	39,1	O	4,0	Al	0,2	Cr	35,4	 <table border="1" data-bbox="1189 313 1388 761"> <thead> <tr> <th colspan="2">Skład % at.</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Spektrum 1</td> <td></td> </tr> <tr> <td>C</td> <td>13,8</td> </tr> <tr> <td>O</td> <td>59,9</td> </tr> <tr> <td>Al</td> <td>22,9</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>3,4</td> </tr> <tr> <td>Spektrum 2</td> <td></td> </tr> <tr> <td>C</td> <td>33,2</td> </tr> <tr> <td>O</td> <td>53,9</td> </tr> <tr> <td>Al</td> <td>3,3</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>9,6</td> </tr> <tr> <td>Spektrum 3</td> <td></td> </tr> <tr> <td>C</td> <td>31,7</td> </tr> <tr> <td>O</td> <td>47,8</td> </tr> <tr> <td>Al</td> <td>20,1</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>0,5</td> </tr> </tbody> </table>	Skład % at.		Spektrum 1		C	13,8	O	59,9	Al	22,9	Cr	3,4	Spektrum 2		C	33,2	O	53,9	Al	3,3	Cr	9,6	Spektrum 3		C	31,7	O	47,8	Al	20,1	Cr	0,5
Skład % at.																																																											
Spektrum 1																																																											
C	9,0																																																										
N	46,7																																																										
O	3,7																																																										
Al	0,2																																																										
Cr	40,4																																																										
Spektrum 2																																																											
C	21,3																																																										
N	39,1																																																										
O	4,0																																																										
Al	0,2																																																										
Cr	35,4																																																										
Skład % at.																																																											
Spektrum 1																																																											
C	13,8																																																										
O	59,9																																																										
Al	22,9																																																										
Cr	3,4																																																										
Spektrum 2																																																											
C	33,2																																																										
O	53,9																																																										
Al	3,3																																																										
Cr	9,6																																																										
Spektrum 3																																																											
C	31,7																																																										
O	47,8																																																										
Al	20,1																																																										
Cr	0,5																																																										
Rozkład powierzchniowy pierwiastków w śladzie wytarcia próbki	Rozkład powierzchniowy pierwiastków na pow. wytarcia kulki alundowej																																																										
 <p data-bbox="526 896 590 929">azot</p> <p data-bbox="135 1176 215 1198">400µm</p>	 <p data-bbox="1189 896 1252 929">tlen</p> <p data-bbox="790 1176 869 1198">400µm</p>																																																										
 <p data-bbox="526 1238 614 1272">chrom</p> <p data-bbox="135 1518 215 1541">400µm</p>	 <p data-bbox="1189 1238 1276 1272">chrom</p> <p data-bbox="790 1518 869 1541">400µm</p>																																																										
 <p data-bbox="526 1581 622 1615">węgiel</p> <p data-bbox="135 1861 215 1883">400µm</p>	 <p data-bbox="1189 1581 1252 1615">glin</p> <p data-bbox="790 1861 869 1883">400µm</p>																																																										

Rys. 68. Zestawienie wyników badań składu chemicznego dla powłoki wielowarstwowej CrCN/CrN (683) i przeciwpróbki alundowej po badaniach tribologicznych.

Z przeprowadzonych badań składu w węźle tribologicznym wynika, że w śladzie wytarcia jest około 2,5 razy więcej węgla w stosunku do zawartości węgla w powłoce. Zwiększona ilość węgla w węźle odpowiada za niski wskaźnik zużycia powłoki. W trakcie tarcia następuje transfer materiału powłoki na przeciwpróbkę. Analiza starcia kulki alundowej wykazuje obecność i nierównomierny rozkład węgla i chromu na jej powierzchni (spektrum 2). Nie stwierdzono obecności azotu na powierzchni wytarcia kulki.

10.9. Tarcie, metoda sworzeń-tarcza

Wytypowane do testów przemysłowych powłoki poddano badaniu tarcia względem przeciwpróbki stanowiącej drewniany trzpień - rys. 30a. Wykorzystano urządzenie T-01M. Sprawdzone cztery gatunki drewna; sosnę i świerk (iglaste) oraz buk i dąb (liściaste). Trzpienie charakteryzowały się wilgotnością około 8% (powietrzno-suche) oraz 20% (mokre). Badania prowadzono dla różnych prędkości tarcia: 0,5; 0,8 i 1,2 m/s. Stosowano trzy wielkości siły normalnej F_n ~30, ~40, ~50 N. Podczas badania drewniany sworzeń stykał się przekrojem poprzecznym z tarczą pokrytą powłoką wielowarstwową. Średnie wartości współczynnika tarcia μ dla badanych gatunków drewna suchego zawierały się w przedziale 0,7 ÷ 0,9, a dla drewna mokrego od 0,35 do 0,55 rys. 69. Wszystkie powłoki, CrN i CrCN jako składowe powłoki wielowarstwowej i powłoka wielowarstwowa CrCN/CrN cechowały się chropowatością R_a w przedziale 0,07÷0,1 μm .



Rys. 69. Wartość współczynnika tarcia różnych gatunków drewna suchego i mokrego w skojarzeniu z powłokami CrN, CrCN i CrCN/CrN (671) - $N_A = 6$ (1:2). Sworzeń drewniany - przekrój poprzeczny włókien, prędkość tarcia 1,2 m/s, siła normalna ~30, ~40, ~50 N.

Współczynnik tarcia μ dla pary trącej stal szybko tnąca - sworzeń sosnowy lub bukowy wynosił odpowiednio 0,65 i 0,74 i był niższy (o około 0,1) niż dla skojarzeń sworzeń drewniany - powłoka

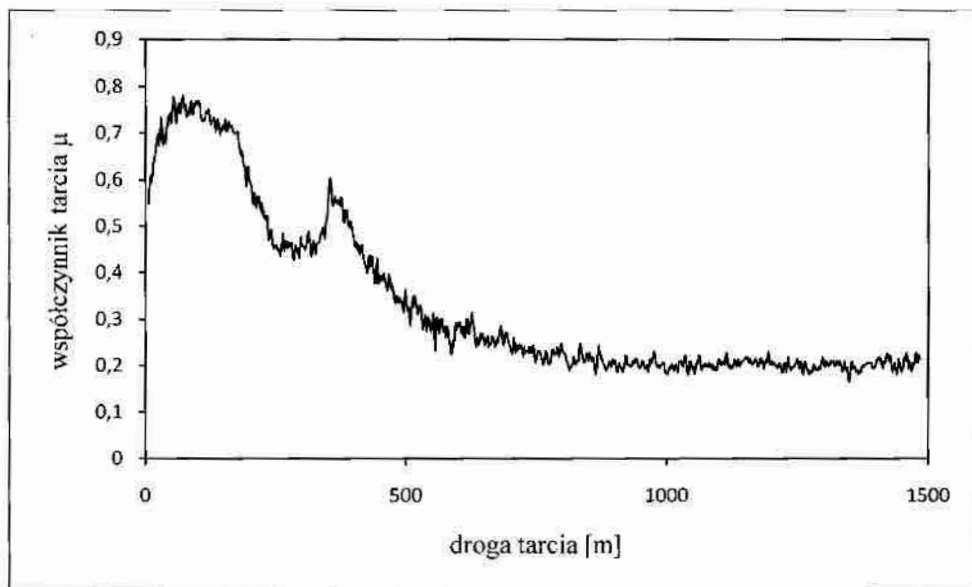
rzeciwiżyciowa CrN lub CrCN. Wynika stąd, że badane powłoki posiadają większe wartości współczynnika tarcia μ niż stal w parach trących z drewnem, czyli odwrotnie jak w parach trących metalami [37,88]. Z badań wynika, że przy stałej prędkości tarcia (1,2m/s) ze wzrostem wartości siły nacisku F_n , wartość współczynnika tarcia μ maleje. Zmniejszenie μ obserwowano także przy zwiększeniu prędkości tarcia i stałych wartościach siły nacisku. Sworznie wykonane z drewna twardego, buku i dębu dla wszystkich wartości siły normalnej były w stanie styku sprężystego z badanymi powłokami [118]. Dla par trących, powłoka CrN i CrCN ze sworzniem sosnowym i świerkowym, dla stosowanej prędkości i obciążenia docierania nie stwierdzono przejścia styku sprężystego w plastyczny. W badaniach przeprowadzonych dla trzpienia mokrego uzyskano dla wszystkich gatunków drewna zbliżone wartości współczynnika tarcia, zawierające się w przedziale 0,3-0,45. Jego wartość zwiększała się ze zmniejszaniem obciążenia podczas testu tarcia. Wartość współczynnika tarcia μ dla określonej pary trącej, sworzni drewniany-powłoka przeciwiżyciowa, jest zależna nie tylko od wartości siły normalnej, wartości prędkości tarcia i chropowatości powierzchni, ale również od fizykochemicznego styku obu powierzchni zarówno dla drewna suchego jak i mokrego, nie zależy natomiast (dla drewna suchego) od przekroju drewna [88].

W celu obniżenia współczynnika tarcia pary trącej sworzni drewniany - powłoka przeciwiżyciowa zastosowano jako warstwę wierzchnią powłokę diamentopodobną typu ta-C charakteryzującą się doskonałymi właściwościami mechanicznymi i tribologicznymi wysoką twardością i niskim współczynnikiem tarcia poniżej 0,1 w stosunku do Al_2O_3 lub stali [147].

10.9.1 Powłoka diamentopodobna typu ta-C

Powłoki diamentopodobne typu ta-C charakteryzują się bardzo dobrymi właściwościami przeciwiżyciowymi. Wynika to m.in. z ich bardzo wysokiej twardości i niskiego współczynnika tarcia. Powłoka wielowarstwowa CrCN/CrN z warstwą wierzchnią z ta-C powinna charakteryzować się dużą adhezją i niskim współczynnikiem tarcia.

Na powłokę wielowarstwową CrCN/CrN nałożono dodatkowo warstwę węglową typu ta-C o porównywalnej chropowatości co powłoki CrN i CrCN. Z przeprowadzonych badań wynika, że współczynnik tarcia μ zmalał 4-krotnie (dla par trących powłoka ta-C-sworzni drewniany) w stosunku do współczynnika μ pary trącej sworzni drewniany - powłoki CrN i CrCN. Dla sworzni wilgotnego rejestrowano nieznaczne obniżenie współczynnika μ dla do około 0,15. Na rys. 70 przedstawiono zmiany współczynnika tarcia μ dla pary trącej suchy sworzni bukowy - powłoka ta-C funkcji drogi tarcia. Po początkowym okresie docierania wartość μ stabilizuje się i wynosi około 0,2. Dla pozostałych gatunków drewna, dębu, sosny i świerku współczynnik tarcia zawierał się w granicach 0,18 - 0,25.



Rys. 70. Zmiana współczynnika tarcia μ w funkcji drogi tarcia dla pary trącej suchy sworzeń bukowy - powłoka ta-C, siła normalna ~ 50 N prędkość docierania 1,2 m/s.

11. Zestawienie wyników

Otrzymane wyniki badań zebrano w tabeli 12. Przy rodzaju powłoki zawierającej węgiel wpisano dodatkowo parametr technologiczny, jakim było natężenie przepływu acetyleny.

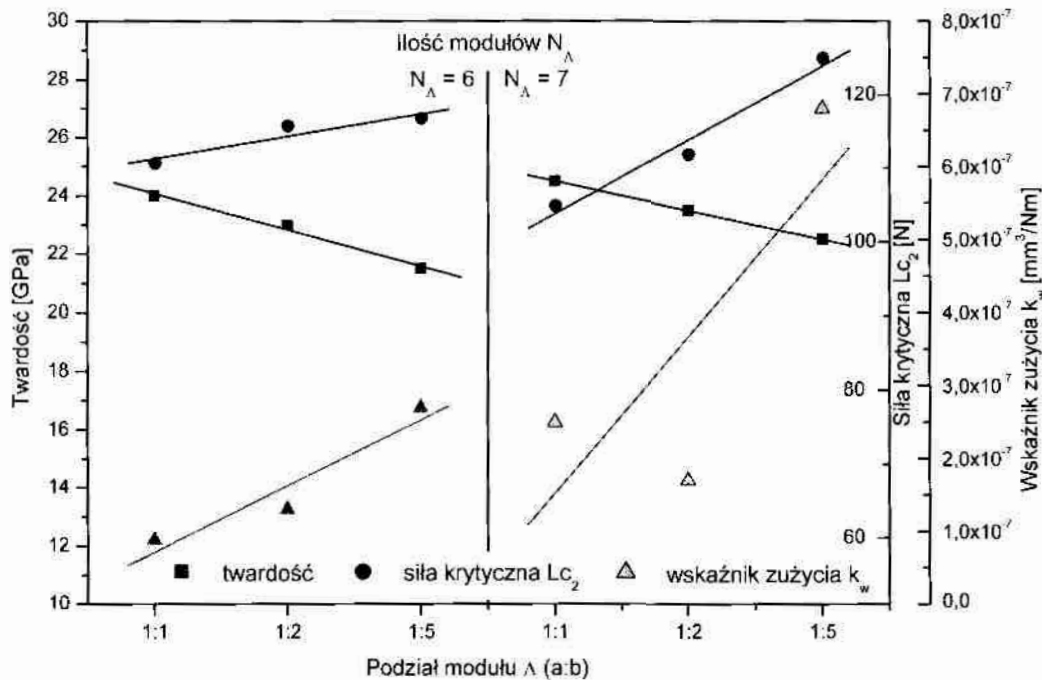
Tabela 12. Zestawienie wyników badań właściwości mechanicznych wybranych powłok jedno- i wielowarstwowych.

Rodzaj powłoki (numer serii)	Natężenie przepływu C_2H_2 [sccm]	Grubość całkowita powłoki [μm]	Budowa (architektura)				Adhezja			Wskaźnik zużycia powłoki k_w [mm^3/Nm]	Twardość powłoki $HV_{0,05}$ GPa
			Ilość modu- łów N_A	Podział modułu $CrCN/CrN$ a:b		Metoda rys		Test Rockwella			
				a [nm]	b [nm]	Lc_1	Lc_2	wg DIN			
						[N]	[N]	HF1+HF6			
CrN (620)		2,8				47	94	HF 2	$5,7 \cdot 10^{-7}$	18	
Cr ₂ N (621)		2,4				32	71	HF 3	$5,6 \cdot 10^{-6}$	21	
CrC (CrCN9)		3,4				32	58	HF 4	$2,6 \cdot 10^{-7}$	40	
CrCN (677)	5	2,6				43	81	HF 3	$2,5 \cdot 10^{-7}$	20	
CrCN (678)	10	2,7				46	80	HF 3	$1,6 \cdot 10^{-7}$	22	
CrCN (679)	15	2,5				43	78	HF 3	$4,9 \cdot 10^{-7}$	23	
CrCN (680)	20	2,5				41	79	HF 4	$6,3 \cdot 10^{-7}$	22	
CrCN (CrCN12)	60	2,9				32	69	HF 4	$5,8 \cdot 10^{-7}$	24	
CrCN (CrCN10)	100	2,2				34	65	HF 3	$4,6 \cdot 10^{-7}$	27,5	
Cr/CrN (628)		2,5	7	1:1 170 170		65	105	HF 2	$1,3 \cdot 10^{-6}$	18	
Cr ₂ N/CrN (630)		2,5	7	1:1 170 170		54	95	HF 2	$5,5 \cdot 10^{-6}$	22	
CrCN/CrN (618)	5	2,9	4	2:1 450 250		48	89	HF 4	$2,2 \cdot 10^{-7}$	20,5	
CrCN/CrN (650)	10	2,5	6	1:5 70 320		81	116	HF 1-2	$2,7 \cdot 10^{-7}$	21,5	
CrCN/CrN (676)	10	2,5	6	1:2 120 250		75	115	HF 1-2	$1,5 \cdot 10^{-7}$	23	
CrCN/CrN (683)	10	2,4	6	1:1 190 190		70	110	HF 1-2	$8,5 \cdot 10^{-8}$	24	
CrCN/CrN (625)	10	2,7	7	1:5 60 300		80	125	HF 1	$6,8 \cdot 10^{-7}$	22,5	
CrCN/CrN (664)	10	2,9	7	1:2 120 240		73	112	HF 1-2	$1,7 \cdot 10^{-7}$	23,5	
CrCN/CrN (668)	10	2,7	7	1:1 190 190		73	105	HF 1-2	$1,3 \cdot 10^{-7}$	24,5	
CrCN/CrN + ta-C (683a)	10	2,4 + 1 (ta-C)	6	1:1 190 190		42	71	HF 1-2	$1,3 \cdot 10^{-8}$	45	

W pracy podjęto próbę scharakteryzowania powłok wielowarstwowych CrCN/CrN. Należy podkreślić, że powłoki o takiej architekturze nie były dotychczas opisywane w literaturze. Dlatego też po opanowaniu technologii powtarzalnego otrzymywania powłok jednowarstwowych CrN

i CrCN z różną zawartością węgla oraz określeniu ich właściwości zaprojektowano powłokę wielowarstwową CrCN/CrN. Zakładano, że powłoka taka powinna łączyć cechy obu warstw z osobna oraz charakteryzować się lepszymi właściwościami użytkowymi. W szczególności, w wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono, że:

- 1) powłoka jednowarstwowa CrCN z 10 % at. węgla wykazuje niski współczynnik tarcia względem stosowanych przeciwpróbek (Al_2O_3 i stal) - około 0,4, niski wskaźnik zużycia $k_w \sim 5 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ oraz dobrą adhezję $L_{c2} \sim 90 \text{ N}$,
- 2) ze względu na temperaturę występującą w rzeczywistym kontakcie narzędzie - obrabiany materiał, istotna jest stabilność temperaturowa powłok jednowarstwowych CrCN,
- 3) istnieje możliwość poprawy adhezji powłok poprzez stosowanie warstwy przejściowej między podłożem a powłoką oraz właściwej architektury powłoki,
- 4) powłoka jednowarstwowa CrCN z zawartością 10 % at. węgla korzystnie wpływa na właściwości powłoki wielowarstwowej CrCN/CrN. W zależności od jej architektury (ilości powtórzeń modułu N_Λ , stosunku podziału warstw (a:b) w module Λ) i zawartości węgla w warstwie CrCN, powłoka wielowarstwowa CrCN/CrN charakteryzuje się dobrą adhezją $L_{c2} \sim 110 \div 120 \text{ N}$ i wskaźnikiem zużycia zawierającym się w przedziale $1,7 \div 7 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$. Wielkości te tworzą obiecującą perspektywę zastosowań przemysłowych.
- 5) twardości powłok jednowarstwowych i wielowarstwowych są zbliżone i zawierają się w przedziale $20 \div 24 \text{ GPa}$,
- 6) naprężenia wewnętrzne w powłoce wielowarstwowej, zawsze ściskające, są wyższe niż w powłoce jednowarstwowej. Zależą one od podziału warstw (a:b) CrCN i CrN w module. Dla powłoki z podziałem (1:5) są najmniejsze $\sigma = 1,1 \text{ GPa}$, dla powłoki z podziałem (a:b) (1:2) wynoszą $\sigma = 1,4 \text{ GPa}$, a z podziałem (1:1) są największe $\sigma = 1,5 \text{ GPa}$.



Rys. 71. Zestawienie wyników twardości, adhezji i zużycia dla powłok wielowarstwowych CrCN/CrN o ilości modułów $N_\Lambda = 6$ i 7.

Analiując wyniki badań twardości, adhezji i zużycia zauważyć można, że najlepszymi właściwościami charakteryzują się powłoki o stosunku podziału a:b warstw CrCN i CrN w module (1:1) i (1:2). Ze względu na swoje dobre właściwości: twardość 23 GPa, adhezję $L_{c2} = 110$ N i wskaźnik zużycia $8,5 \cdot 10^{-8}$ mm³/Nm do badań eksploatacyjnych wybrano powłokę CrCN/CrN (683) o ilości powtórzeń $N_A = 6$ i podziale modułu (1:1). Badaniami objęto także powłoki z ilością powtórzeń modułu $N_A = 7$ i stosunkiem podziału modułu (1:2) ze względu na jej wysoką adhezję 112 N, twardość 23,5 GPa i niski wskaźnik zużycia $1,7 \cdot 10^{-7}$ mm³/Nm - rys. 71. W niektórych przypadkach testowano powłokę o podziale (1:5). Jako powłokę odniesienia badano także powłokę wielowarstwową Cr₂N/CrN.

Uwzględniając korzystne zachowanie się powłoki typu ta-C w kontakcie z drewnem badaniom poddano także powłokę wielowarstwową złożoną z sześciu modułów CrCN/CrN i warstwy wierzchniej z tetraedrycznego węgla (ta-C).

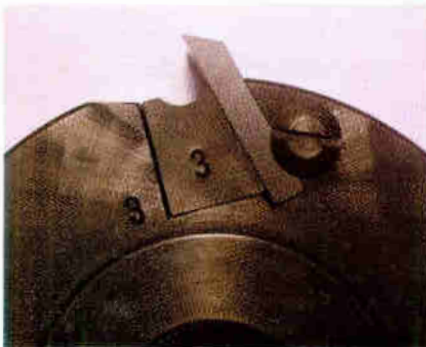
12. Badania eksploatacyjne

Badania eksploatacyjne mają w każdym przypadku charakter porównawczy. Oznacza to, że w ustalonych warunkach obróbkowych oceniano skrawność noży z ostrzem do głowic strugarskich modyfikowanym powłokami przeciwzużyciowymi i noży z ostrzem bez powłoki. Badania eksploatacyjne narzędzi (noży do głowic strugarskich) z modyfikowaną powierzchnią natarcia prowadzone były dwiema metodami: na skalę półprzemysłową oraz przemysłową.

12.1. Wyniki badań półprzemysłową

Przedmiotem badań półprzemysłowych były wymienne noże do głowicy frezowej o wymiarach $40 \times 30 \times 5$ mm o kącie ostrza 50° wykonane ze stali SW7M. Wykorzystano głowicę frezową f-my GOPOL z Jarocina, nasadzaną, walcową, trzyostrzową, z mocowaniem noży wstawnych w zbieżystych gniazdach, za pomocą listew klinowych i śrub mocujących działających w kierunku stycznym. W każdym gnieździe występowały dwie śruby mocujące. W trakcie badań wykorzystywano tylko jeden nóż efektywnie skrawający. Pozostałe noże, odpowiednio skonfigurowane, stanowiły gwarancję wyrównoważenia głowicy. Średnica zewnętrzna korpusu głowicy wynosiła $D_K = 105$ mm, średnica otworu osadczego $d = 30$ mm, szerokość $B = 40$ mm,

Dla prawidłowości realizacji procesu badań głowicę kilkakrotnie, na różnych etapach badań, poddawano sprawdzaniu pod kątem ewentualnych niewyrównoważeń. Do badań niewyrównoważeń wykorzystano wyważarkę dynamiczną firmy Cimat typ CMT-46. Każdorazowo wielkości niewyrównoważeń pozostawały w dopuszczalnych granicach. Na rys. 72 przedstawiono zdjęcie głowicy frezowej.



Rys. 72. Głowica frezowa z zamontowanym nożem przygotowana do badań.

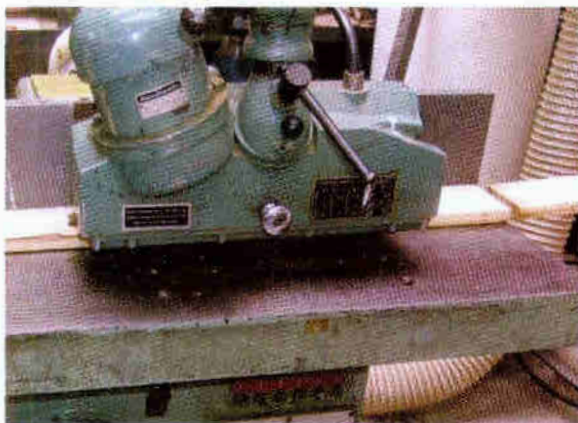
Obrabiany materiał

Do badań wykorzystano drewno sosnowe (III klasa jakości) w postaci tarcicy obrzynanej o grubości 19 mm, jednostronnie struganej. Procesowi skrawania poddawano drewno suche, wcześniej sezonowane w miejscu, w którym przeprowadzono badania. Średnia wilgotność materiału obrabianego wynosiła ok. 8%. Frezowano próbki materiału o długości $L = 1$ m (lub 2 m), wcześniej selekcyjonowane pod względem kształtu, bez wyraźnych skrzywień i zwichrowaceń.

Obrabiarka

Badania wykonano na frezarce dolnowrzecionowej typ DFDA-2, produkcji Gorzowskich Zakładów Przemysłu Leśnictwa (obecnie Fabryka Obrabiarek do Drewna GOMAD), z zainstalowanym urządzeniem posuwowym (rys. 73). Wykorzystano trzpień frezarski zamonto-

wany w gnieździe wrzeciona frezarki. Przed przystąpieniem do badań dokonano niezbędnych nastaw i regulacji oraz sprawdzenia dokładności geometryczno-statycznej frezarki zgodnie z obowiązującą normą. Zmierzone odchyłki rzeczywiste mieściły się w dopuszczalnym zakresie. Na czas badań frezarka była podłączona do miejscowego urządzenia odciągowego. Gwarantowało to dobre odprowadzanie wiórów ze strefy skrawania.



Rys. 73. Frezarka dolnowrzecionowa z urządzeniem posuwowym w trakcie badań.

Parametry procesu obróbki

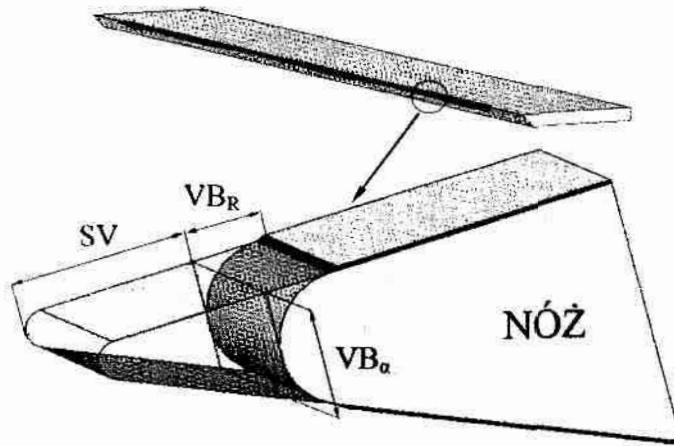
Parametry procesu obróbki, dostosowane do możliwości obrabiarki i charakterystyki głowicy frezowej, były następujące:

- średnica skrawania $D = 114 \text{ mm}$,
- grubość warstwy skrawanej $h = 1 \text{ mm}$,
- wysokość warstwy skrawanej $H = \text{ok. } 19 \text{ mm}$,
- prędkość posuwu $u = 10 \text{ m/min}$,
- prędkość obrotowa narzędzia $n = 6000 \text{ min}^{-1}$,
- prędkość skrawania $v = 36 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$,
- posuw na obrót $\Delta = \text{posuw na ostrze } \Delta_z = 1,67 \text{ mm}$.

Zużycie ostrza

Do badań użyto noże proste do głowic frezowej z modyfikowaną powierzchnią natarcia twardymi powłokami $\text{Cr}_2\text{N/CrN}$ i noże z różną architekturą powłok CrCN/CrN . Wszystkie powłoki miały całkowitą grubość około $2,5 \mu\text{m}$, składały się z 7 modułów. Stosunek podziału a:b warstw w module wynosił 1:1, 1:2, 1:5 - dla powłok CrCN/CrN , a dla powłoki $\text{CrN/Cr}_2\text{N}$ - 1:1. Zawartość węgla w powłoce CrCN wynosiła około 10 % at. Badano również zestaw noży z powłoką węglową ta-C nałożoną w dodatkowym procesie na powłokę CrCN/CrN ($N_A = 6$ i stosunkiem podziału warstw w module 1:1). Grubość powłoki ta-C wynosiła $1 \mu\text{m}$.

Pomiary zużycia noży prowadzono po każdorazowym przefrezowaniu 1000 mb tarcicy sosnowej. Noże były demontowane z głowicy, następnie myte w rozpuszczalnikach organicznych i roztworach alkalicznych. Ocenę zużycia dokonywano poprzez pomiary geometryczne ostrza noża i ocenę mikroskopową z użyciem mikroskopu optycznego i skaningowego. Sprawdzone wpływ oddziaływania tarcia wióra o materiał ostrza, a zatem wpływ temperatury na rozkład mikrotwardości materiału ostrza. Rys. 74 przedstawia sposób wykonywania pomiarów wielkości zużycia ostrza.



Rys. 74. Podstawowe parametry zużycia ostrza strugarskiego.

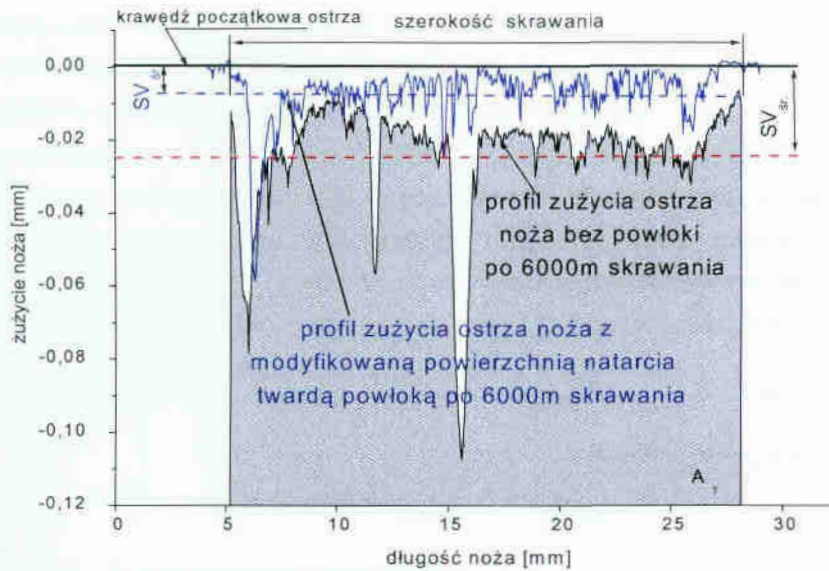
Pomiary zużycia wykonano na profilometrze z głowicą łopatkową. Rejestrowano profil zużycia wzdłuż krawędzi ostrza oraz profil zużycia bocznego. Na podstawie profili rejestrowanych wzdłuż krawędzi skrawającej wyznaczano pole powierzchni zużycia S i SV_{sr} - rys. 34, a z profilu bocznego wyznaczano VB_R (strefę zużycia - starcie powierzchni natarcia). Do oceny ilościowej zużycia korzystano z programu ORIGIN 6.0, który umożliwił obliczenie pola powierzchni zużycia S i wielkości średnich zużycia SV , VB_α i VB_R .

Przy ocenie jakości ostrza z modyfikowaną powierzchnią natarcia posługiwano się wielkościami:

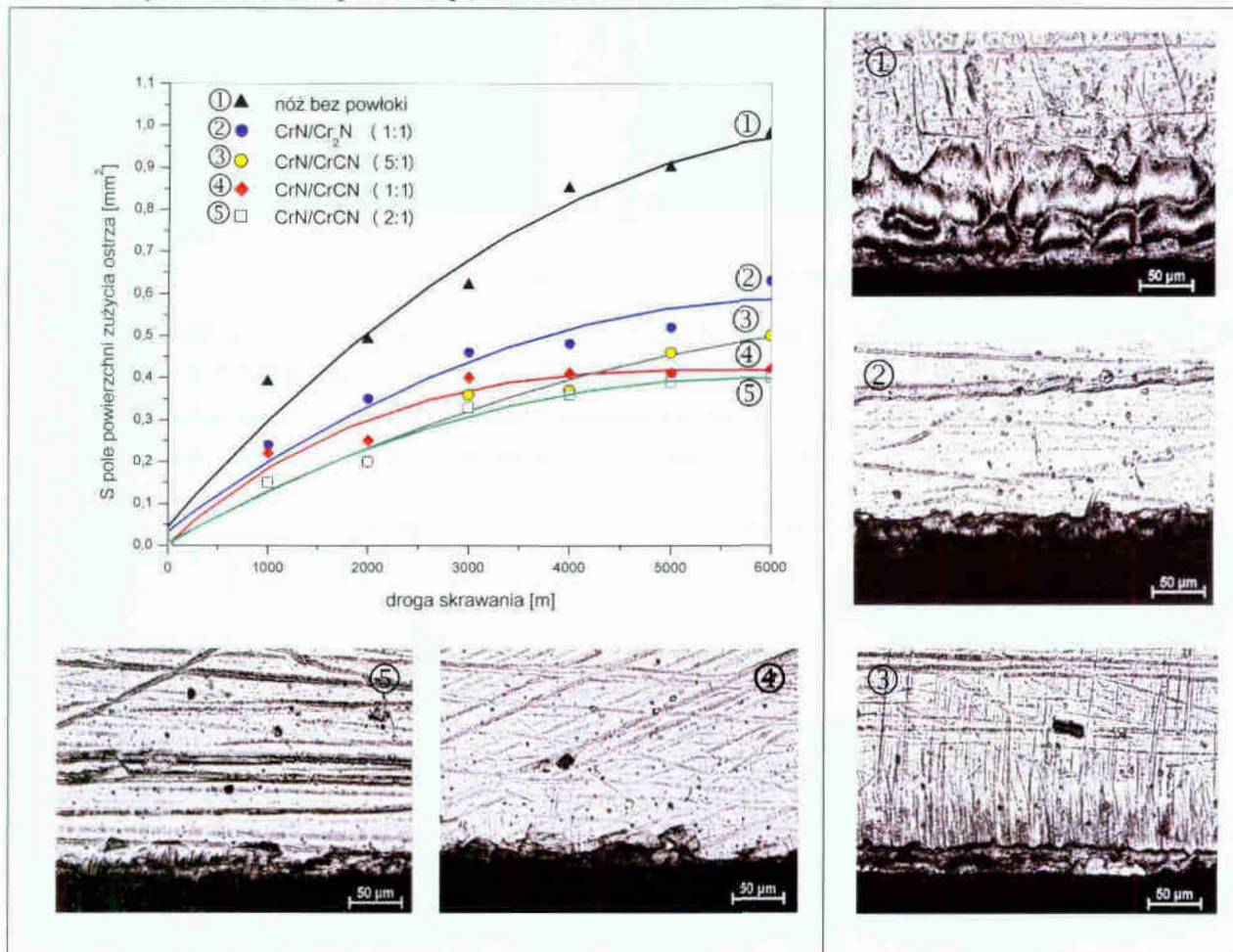
- S – pole powierzchni zużycia ostrza [mm^2],
- SV_{sr} – skrócenie do stycznej do ostrza płaszczyzny prostopadłej do powierzchni natarcia [μm],
- VB_R – starcie powierzchni natarcia [μm]
- VB_α – stępienie ostrza w płaszczyźnie prostopadłej do powierzchni natarcia stycznej do ostrza [μm].

Profil zużycia krawędzi ostrza noża z modyfikowaną powierzchnią natarcia (seria 668) oraz profil zużycia krawędzi ostrza bez powłoki po 6000 m skrawania tarcicy sosnowej przedstawiono na rys. 75. Z zarejestrowanych profili wyznaczono dwa parametry zużycia ostrza S i SV_{sr} .

Wykres zmian pola powierzchni zużycia ostrza S w funkcji drogi skrawania przedstawiono na rys. 76. Z przeprowadzonych badań wynika, że trwałość ostrza pokrytego twardą powłoką CrCN/CrN (podział moduł 1:2) jest 2,5 większa niż noża bez powłoki. Równie pozytywne rezultaty uzyskano dla noża z powłoką CrCN/CN o podziale (1:1), wynika to z grubszej kruchej powłoki CrCN w module. Dla powłoki o podziale (1:5) stwierdzono dwukrotnie mniejszą wartość pola powierzchni zużycia ostrza w stosunku do noża bez powłoki. Pozytywny rezultat można również zaobserwować dla powłoki Cr₂N /CrN o podziale (1:1). Jej nieco gorsze wyniki wynikają z mniejszej twardości, mniejszej adhezji i odporności na zużycie (mniejszy wskaźnik zużycia k_w).



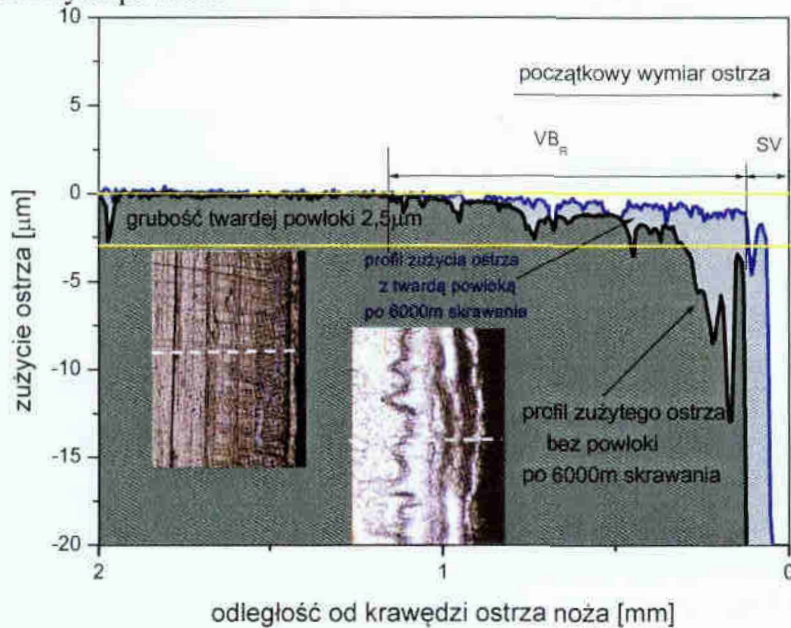
Rys. 75. Profil zużycia wzdłuż krawędzi ostrza po frezowaniu tarcicy sosnowej ostrzem z modyfikowaną powierzchnią natarcia powłoką CrCN/CrN o $N_A = 7$ o podziale 1:2 oraz profil zużycia ostrza bez powłoki po 6000m skrawania.



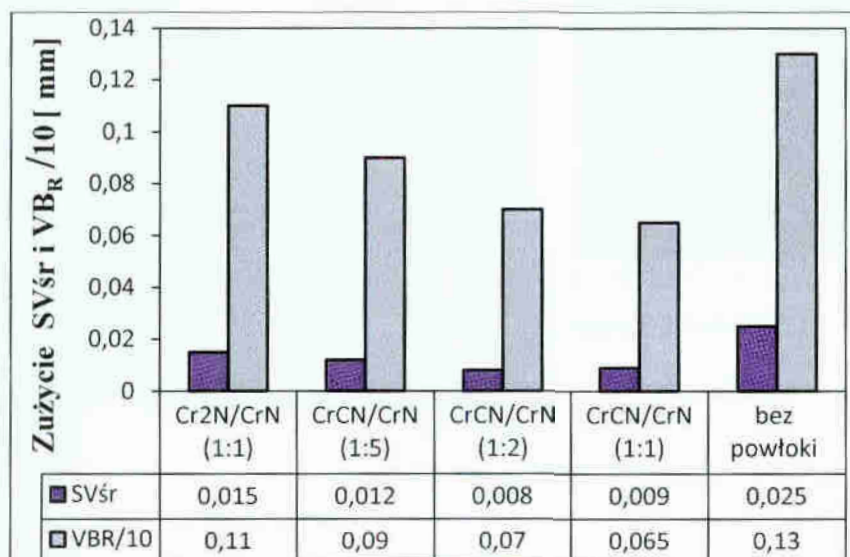
Rys. 76. Pole powierzchni zużycia ostrza S noży o różnej architekturze twardych powłok wielowarstwowych CrCN/CrN, CrN/Cr₂N naniesionych na powierzchnię natarcia oraz pole powierzchni zużycia ostrza noża niepokrytego po 6000 m skrawania w funkcji drogi skrawania. Fotografije ostrza z mikroskopu optycznego (pow. $\times 1000$) przedstawiają stan jego zużycia po procesie skrawania.

Na załączonych do rys. 76 fotografiach przedstawiono morfologię ostrza noża po obróbce skrawaniem. Dla noża bez powłoki można zaobserwować charakterystyczną formę zużycia się ostrza tj. wgłębienia (żłobek) (rys. 13) przy obróbce wzdłużnej drewna. Taką samą formę zużycia można zaobserwować na profilu bocznym (rys. 77). Dla noży z powłokami CrCN/CrN obserwuje się minimalne starcie i odpryski powłoki. Świadczy to o bardzo dobrej adhezji powłoki i odporności na zużycie ściernie, a równocześnie dominującym mechanizmie zużycia - zużyciu ściernym.

Z profili bocznych (rys.77) wyznaczano starcie powierzchni natarcia VB_R w funkcji drogi skrawania. Wyniki pomiarów przedstawiono na rys. 78. Przedstawiono na nim także wielkość parametru SV dla badanych powłok.

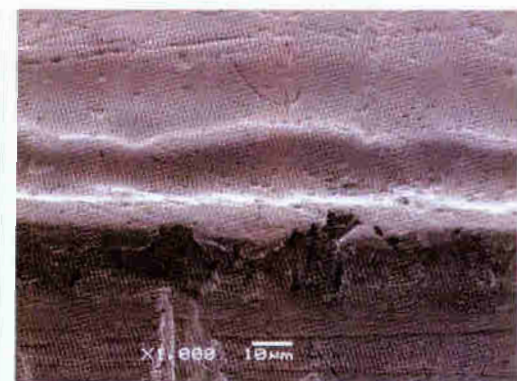
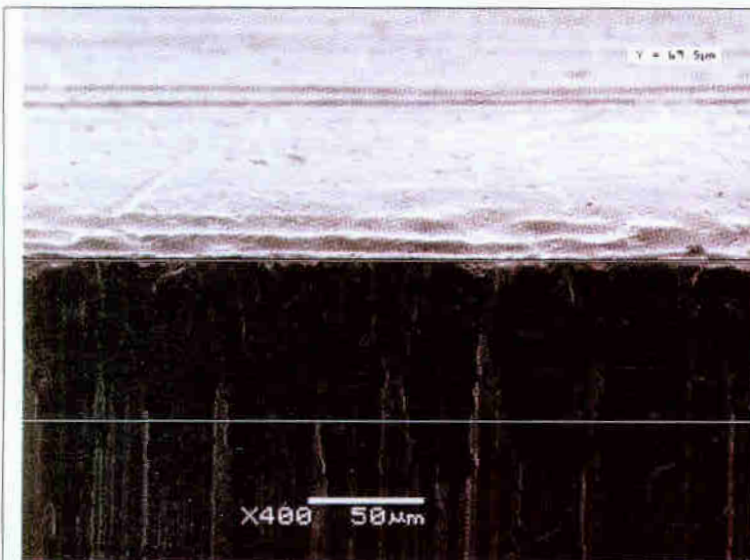


Rys. 77. Profil boczny zużycia ostrza z modyfikowaną powierzchnią natarcia powłoką CrCN/CrN ($N_A = 7$, podział modułu 1:5) oraz profil boczny zużycia ostrza bez powłoki po 6000 m skrawania tarcicy sosnowej. Linia przerywana na załączonych zdjęciach (x200) wskazuje kierunek pomiaru profilu - prostopadłe do krawędzi ostrza.

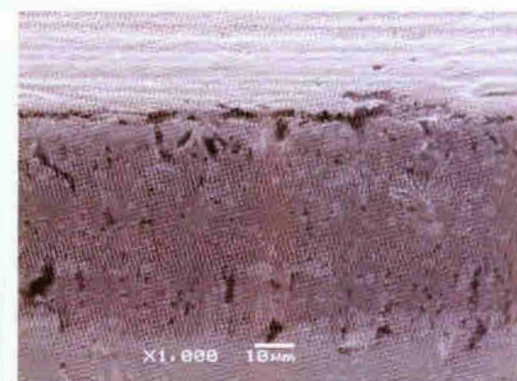


Rys. 78. Parametry zużycia SV_{sr} i VB_R ostrza noży z różną architekturą powłok wielowarstwowych typu CrCN/CrN, Cr₂N/CrN oraz ostrza noża bez powłoki po 6000 m skrawania tarcicy sosnowej.

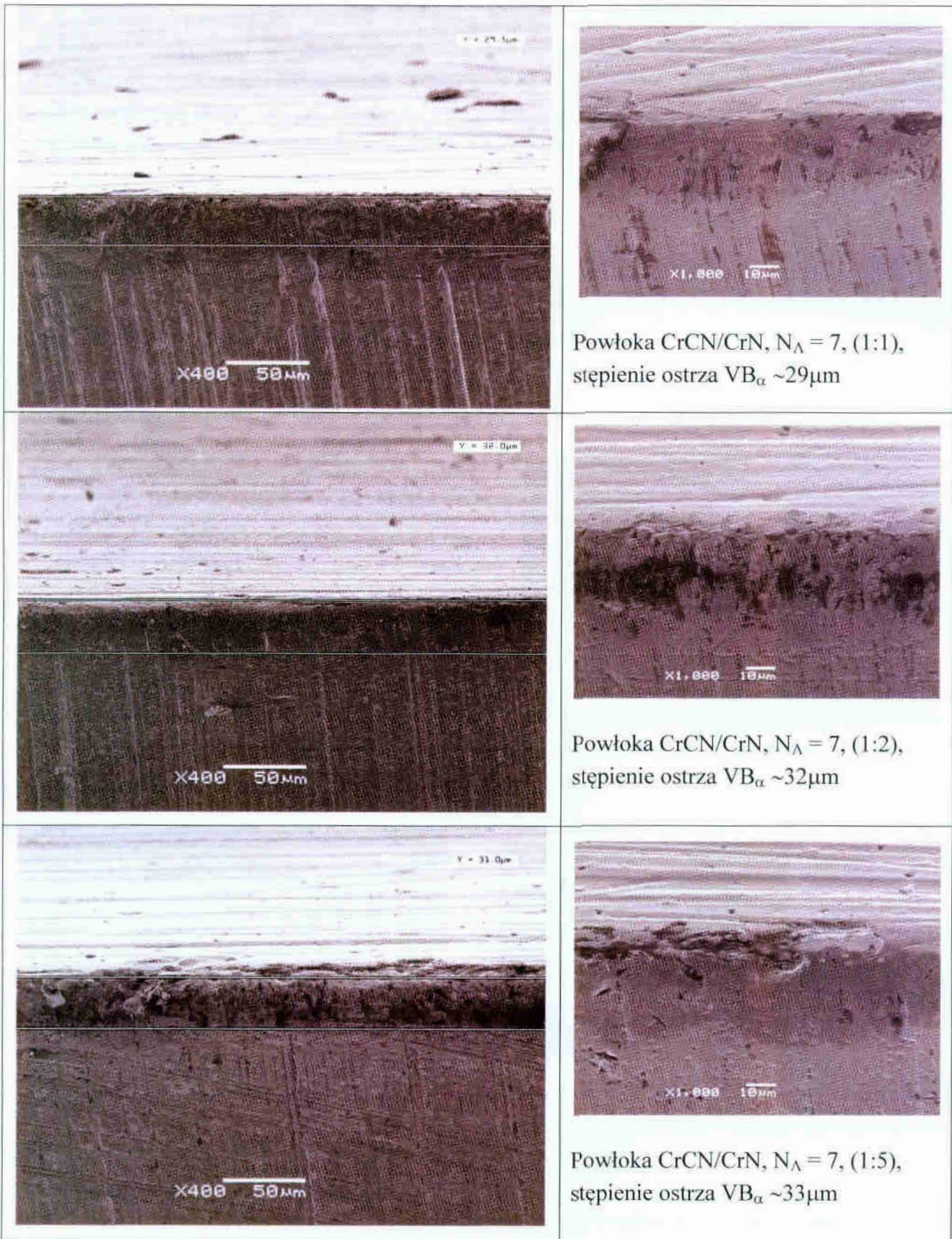
Przy użyciu mikroskopu skaningowego dokonano pomiarów stępienia VB_{α} ostrza w płaszczyźnie prostopadłej do powierzchni natarcia stycznej do krawędzi ostrza - rys. 79. Z pomiarów wynika, że najmniejsze stępienie ostrza noża $VB_{\alpha} \sim 30\mu\text{m}$ obserwuje się dla noży z powłokami typu CrCN/CrN niezależnie od podziału w module. Przybliżone wartości stępienia są prawdopodobnie powodowane dużą odpornością na ścieranie tych powłok. Należy nadmienić, że powłokę nałożono na powierzchnię natarcia A_{γ} i powierzchnię przyłożenia A_{α} , a noże nie były ostrzone po procesie nanoszenia twardej powłoki. Dla noży bez powłoki wartość stępienia wynosiła $VB_{\alpha} \sim 70\mu\text{m}$ tj. ponad dwukrotnie więcej w stosunku do noży pokrytych. Dla noży z powłoką typu $\text{Cr}_2\text{N}/\text{CrN}$ stępienie ostrza VB_{α} wynosiło około $44\mu\text{m}$.



Noż bez twardej powłoki,
stępienie ostrza $VB_{\alpha} \sim 69\mu\text{m}$

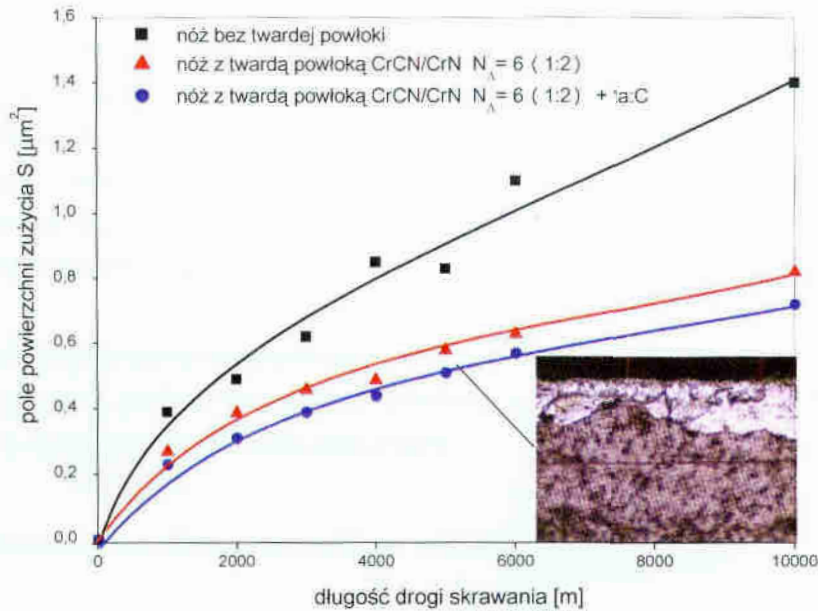


Powłoka $\text{Cr}_2\text{N}/\text{CrN}$, $N_{\Lambda} = 7$, (1:1)
stępienie ostrza $VB_{\alpha} \sim 44\mu\text{m}$

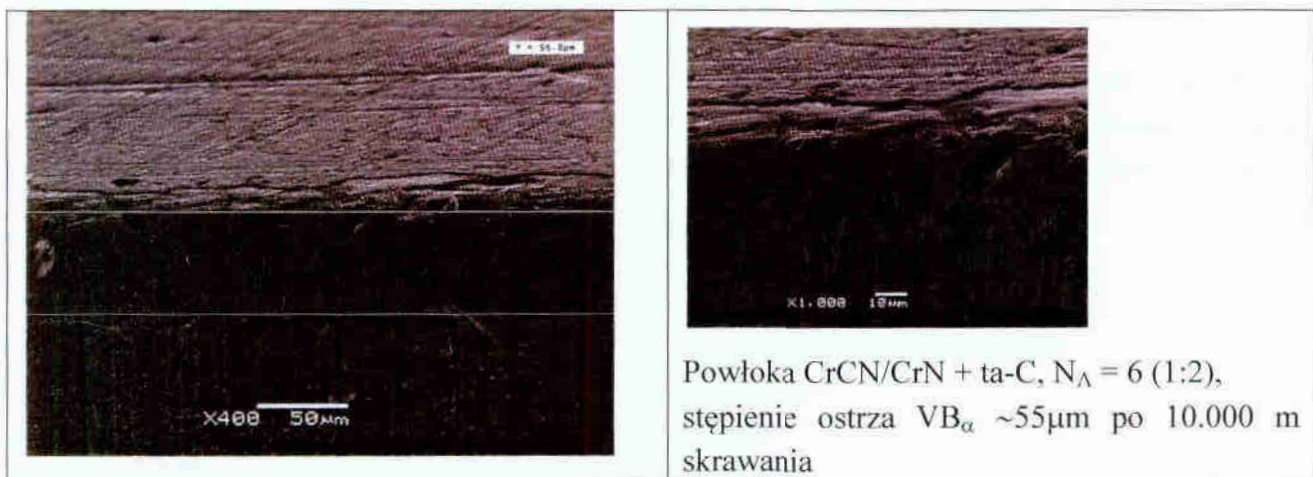


Rys. 79. Stopień VB_{α} ostrza noża w płaszczyźnie prostopadłej do powierzchni natarcia stycznej do krawędzi ostrza (Rys. 78), obrazy z mikroskopu skaningowego.

Badano również wpływ dodatkowej powłoki o niskim współczynniku tarcia, ta-C, na trwałość noży. Powłokę węglową nakładano w dodatkowym procesie na noże, posiadające już powłokę CrCN/CrN $N_A=6$, stosunek podziału (1:2). Grubość powłoki ta-C wynosiła 1 μm . Obie badane powłoki wykazują około dwukrotnie niższe pole zużycia niż nóż bez powłoki - rys. 80. Morfologię zużycia noża z dodatkową powłoką węglową przedstawiono na rys. 81.



Rys. 80. Pole powierzchni zużycia ostrza noża bez powłoki, z modyfikowaną powierzchnią natarcia powłoką CrCN/CrN oraz powłoką CrCN/CrN + ta-C w funkcji drogi skrawania. Fotografia przedstawia stan ostrza noża i powierzchni natarcia, widoczne są odpryski powłoki ta-C i wytarcie powłoki wielowarstwowej.



Rys. 81. Stępienie VB_α ostrza w płaszczyźnie prostopadłej do powierzchni natarcia stycznej do krawędzi ostrza, powłoka CrCN/CrN + ta-C, obrazy z mikroskopu skaningowego.

Podsumowując wyniki badań półprzemysłowych trwałości i morfologii zużycia można stwierdzić, że:

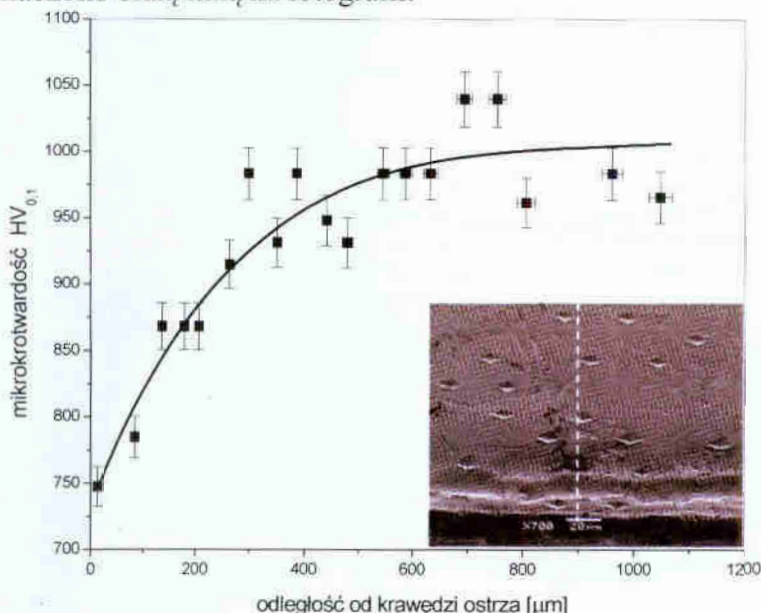
- noże z modyfikowaną powierzchnią natarcia wykazują wyższą trwałość w stosunku do noży bez twardej powłoki,
- przyjmując jako kryterium pole powierzchni zużycia S ostrza noża, najlepsze wskaźniki trwałości ostrza wykazują powłoki wielowarstwowe CrCN/CrN, $N_A=7$, (1:2) i CrCN/CrN, $N_A=7$, (1:1),
- ostrze noża z powłoką wielowarstwową Cr₂N/CrN, $N_A=7$, (1:1) wykazuje prawie dwukrotnie większe pole powierzchni zużycia w stosunku do ostrzy noży z powłoką CrCN/CrN o takiej samej architekturze,
- ostrze noża z modyfikowaną powierzchnią natarcia powłoką typu CrCN/CrN + ta-C ($N_A=6$, 1:2) wykazuje około 10% mniejsze pole powierzchni zużycie S w stosunku do ostrza tylko z powłoką CrCN/CrN z tą samą ilością powtarzalnych modułów.

Do badań przemysłowych wytypowano powłoki CrCN/CrN, $N_A = 6$ i 7, (1:2) oraz powłokę CrCN/CrN, $N_A = 6$, (1:2) z wierzchnią powłoką typu ta-C o grubości 1 μ m, które naniesiono na wybrane i następnie testowane narzędzia.

12.1.1. Badanie ostrza bez powłoki po testach laboratoryjnych

Przy frezowaniu drewna ostrze ma kontakt z obrabianym materiałem na długości łuku styku ostrza będącym niewielką częścią całego okręgu skrawania (3 ÷ 8%). Znaczna prędkość skrawania sprawia, że czas tego kontaktu jest bardzo krótki - 0,2÷1 ms. Oznacza to, że cała praca sił tarcia towarzysząca skrawaniu uwalnia się w tym krótkim okresie. Może to prowadzić do powierzchniowego nagrzewania się ostrza do bardzo wysokich temperatur. Proces zmiany twardości ostrza w efekcie działania wysokiej temperatury, niekorzystny z punktu widzenia trwałości narzędzi, może być jednocześnie źródłem informacji o stanie cieplnym ostrza w czasie skrawania.

Zasadniczym działaniem zmierzającym do wyjaśnienia wpływu temperatury na właściwości ostrza narzędzia były pomiary mikrotwardości $\mu\text{HV}_{0,1}$ ostrza noża po procesie skrawania (rys. 82). Pomiary prowadzono na powierzchni natarcia prostopadle do krawędzi ostrza, kierunek pomiarów oznaczono białą linią na fotografii.

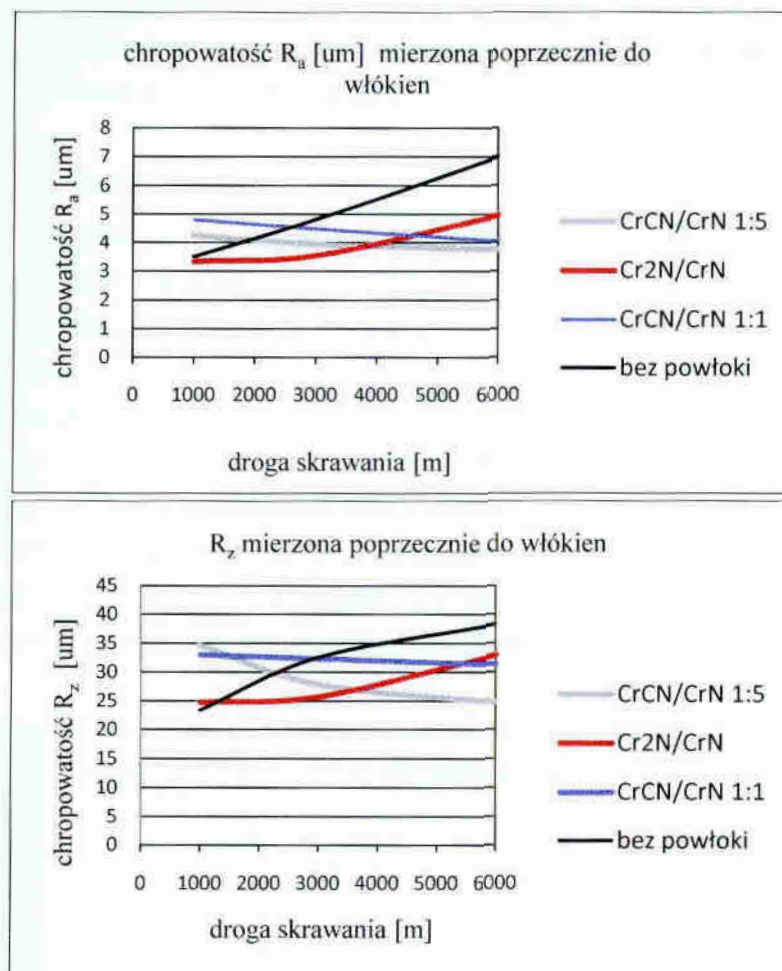


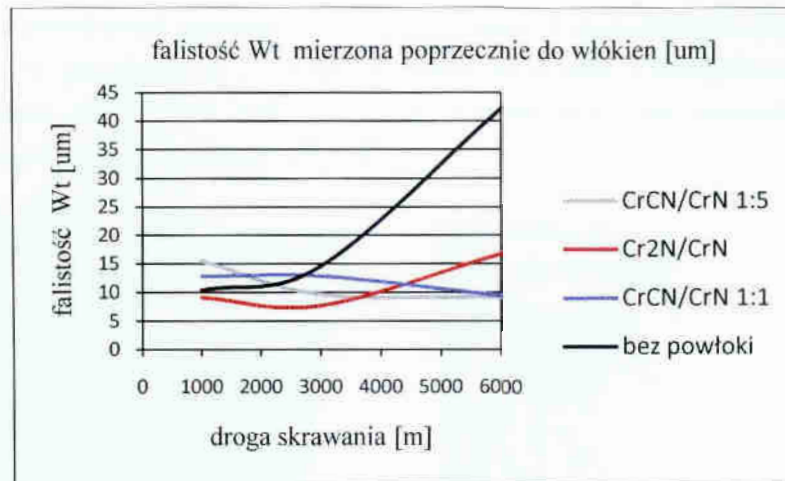
Rys. 82. Rozkład mikrotwardości wzdłuż linii prostopadłej do krawędzi ostrza noża w funkcji odległości od krawędzi dla ostrza bez powłoki po 6000m skrawania.

Z przeprowadzonych pomiarów wynika, że zmiana twardości ostrza noża obserwowana jest jeszcze w odległości około 500 μm od krawędzi ostrza. Mikrotwardość $\mu\text{HV}_{0,1}$ przy samej krawędzi tnącej wynosiła 750 $\mu\text{HV}_{0,1}$, co odpowiada twardości w skali Rockwella około 56÷57 HRC. Początkowa twardość ostrza wynosiła 62÷63HRC - 960÷1000 μHV . Obserwowany spadek twardości na ostrzu spowodowany jest wysoką temperaturą występującą w obszarze skrawania i można ją oszacować z wykresu odpuszczania dla stali SW7M [54]. Wynika z niego, że temperatura z przedziału 550 ÷ 600°C [723÷873K] odpowiada zakresowi twardości 56÷57 HRC (podobne rezultaty uzyskał Grobelny [89]). Dlatego można sądzić, że oprócz głównego mechanizmu zużycia tj. ścierania, odpowiedzialnego za stan narzędzi, czynnikiem odpowiedzialnym za procesy zużycia jest również wysoka temperatura prowadząca do zniszczenia pożądanej mikrostruktury stali.

12.1.2. Wpływ zużycia ostrza na parametry struktury geometrycznej obrabianej powierzchni

Pomiar chropowatości powierzchni tarcicy sosnowej po obróbce frezowaniem przeprowadzono poprzecznie do włókien, czyli prostopadłe do kierunku frezowania. Stwierdzono istotne różnice pomiędzy parametrami R_a , R_z , i W_t uzyskanymi dla powierzchni obrobionej nożami z powłokami wielowarstwowymi i bez powłoki. Najlepsze efekty wykazał nóż z naniesioną powłoką wielowarstwową CrCN/CrN z modulem $\Lambda \sim 400$ nm i stosunkiem grubości warstw wynoszącym (1:5). Niewiele gorsze parametry uzyskano dla powłoki CrCN/CrN o ilości powtórzeń $N_\Lambda = 7$ i stosunkiem podziału (1:1). Wyniki tych pomiarów przedstawiono na rys. 83.





Rys. 83. Wpływ zużycia ostrza noża na wybrane parametry struktury geometrycznej R_a , R_z i W_t powierzchni drewna sosnowego mierzonej poprzecznie do włókien po frezowaniu.

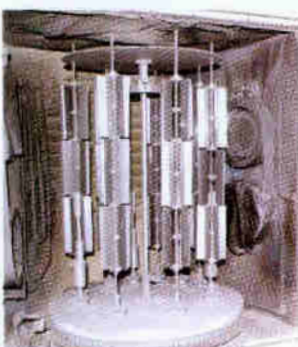
Reasumując, można stwierdzić, że w każdym z przeprowadzonych testów struktura geometryczna obrabianej powierzchni charakteryzuje się lepszymi parametrami gdy ostrze noża pokryte jest powłoką wielowarstwową z węglem (CrCN/CrN) w porównaniu do powierzchni po obróbce przez noże pokryte powłoką wielowarstwową, ale bez węgla (Cr₂N/CrN), szczególnie dla dłuższych dróg skrawania. Zdecydowanie najgorszą strukturę geometryczną powierzchni obserwuje się dla ostrza bez żadnej powłoki. W tym przypadku, ostrze bez powłoki wykazuje w trakcie skrawania nierównomierne zużycie (wykruszenia, wytarcia), co powoduje wzrost parametrów R_a , R_z i W_t . Twarda powłoka zapobiega nierównomiernemu zużyciu się krawędzi ostrza, w wyniku czego obserwowana jest poprawa stereometrii powierzchni.

12.2. Badania przemysłowe

Badania przemysłowe prowadzono w następujących zakładach:

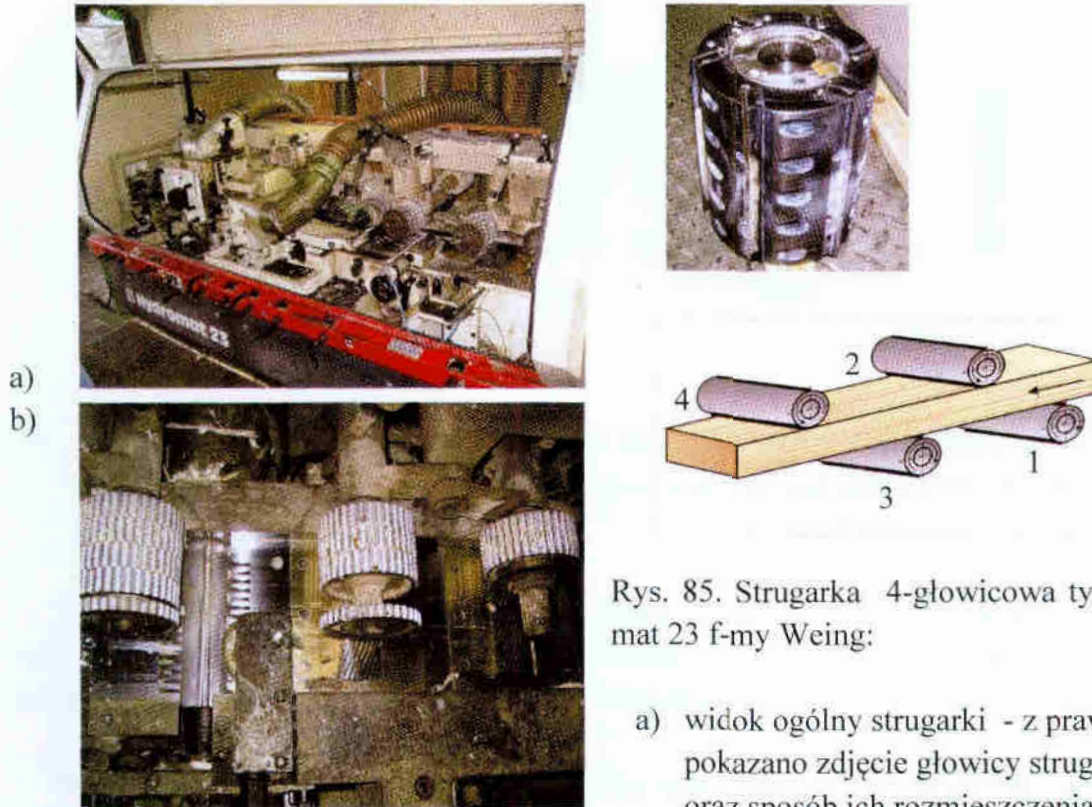
- Swedwood z grupy IKEA w Resku,
- Barlinek S.A. w Barlinku,
- Seeger Dach Lębork,
- WAKO w Świeszynie k/Koszalin.

Do testów wybrano noże proste do głowic strugarskich wykonane ze stali SW18 o wymiarach 160x30x3 i kącie ostrza $\beta = 39^\circ$, produkowane przez firmę Gopol z Jarocina. Wybrano powłokę wielowarstwową CrCN/CrN składającą się z 7 modułów o grubości $\Lambda \sim 400 \mu\text{m}$ i podziałem (a:b) = (1:2). Całkowita grubość powłoki wynosiła $\sim 2,9 \mu\text{m}$. Widok rozmieszczenia noży do głowic strugarskich w komorze próżniowej po procesie modyfikacji powierzchni pokazano na rys. 84.



Rys. 84. Widok rozmieszczenia noży do głowic strugarskich w komorze próżniowej po procesie nakładania powłok.

Próby w zakładzie Swedwood prowadzono na strugarkach 4 głowicowych typu Hydromat 23, f-my Weing (rys. 85). W głowicach nr 3 i 4 zamocowano po 6 noży z modyfikowaną powierzchnią natarcia. Materiałem obrabianym były wstępnie formatowane łaty sosnowe, przesuszone, o wilgotności 12 % i wymiarach 50x120x3000 mm.



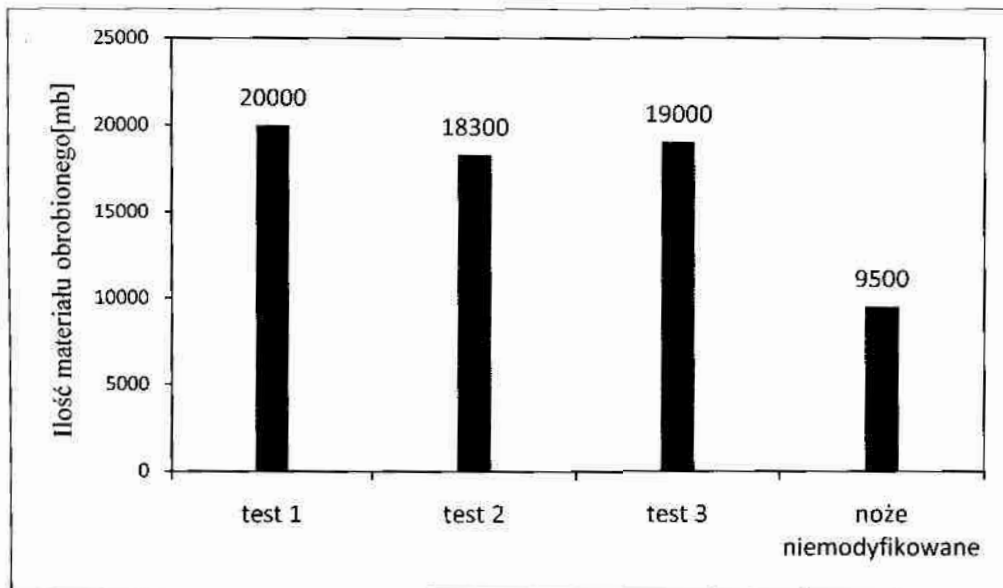
Rys. 85. Strugarka 4-głowicowa typu Hydromat 23 f-my Weing:

- a) widok ogólny strugarki - z prawej strony pokazano zdjęcie głowicy strugarskiej oraz sposób ich rozmieszczenia
- b) widok dolnej głowicy strugarskiej nr 1 wraz z rolkami podająco-dociskowymi.

Parametry procesu obróbki

- średnica skrawania $D = 120$ mm,
- grubość warstwy skrawanej $h = 0,7$ mm na jedną głowicę,
- szerokość warstwy skrawanej $S = 125$ mm,
- prędkość posuwu $u = 40$ m/min,
- prędkość obrotowa narzędzia $n = 6000$ min⁻¹,
- prędkość skrawania $v = 37,7$ m · s⁻¹,
- posuw na obrót $\Delta = 6,6$ mm,
- posuw na ostrze $\Delta_z = 1,1$ mm.

Noże po procesie nakładania powłok nie były ostrzone. Skrawanie prowadzono do momentu, w którym obrabiane elementy nie mieściły się w tolerancji wymiarowej. Z przeprowadzonych badań wynika, że zastosowane noże z modyfikowaną powierzchnią natarcia charakteryzowały się dwukrotnie większą trwałością do pierwszego przeostrzenia (test1) - rys. 86. Po kolejnych przeostrzeniach trwałość badanych noży tylko nieznacznie różniła się od noży bezpośrednio po procesie nakładania powłok (test 2 i 3).



Rys. 86. Trwałość noży do głowic strugarskich z modyfikowaną powierzchnią natarcia powłoką CrCN/CrN, $\Lambda = 7$, (1:2). Noże w stanie fabrycznym po nałożeniu powłoki - test 1, noże po przestrożeniach - test 2,3.

W zakładzie Swedwood Resko noże do głowic strugarskich z modyfikowaną powierzchnią natarcia powłoką CrCN/CrN zastąpiły całkowicie, w technologicznym procesie strugania drewna sosnowego, stosowane dotychczas noże z wkładką z węgliku spiekane.

W zakładzie Barlinek S.A. w Barlinku badano noże typu CENTRO LOCK niemieckiej firmy LEITZ z dwoma rodzajami powłok, CrCN/CrN, $N_{\Lambda} = 6$, (1:2) oraz noże CrCN/CrN + ta-C ($N_{\Lambda} = 6$, 1:2). Próby prowadzono na suchej sośnie. Dla noży z powłokami wielowarstwowymi CrCN/CrN stwierdzono dwukrotny wzrost czasu pracy, a dla noży z dodatkową powłoką węglową ta-C uzyskano dodatkowy wzrost trwałości ostrza o 20%.

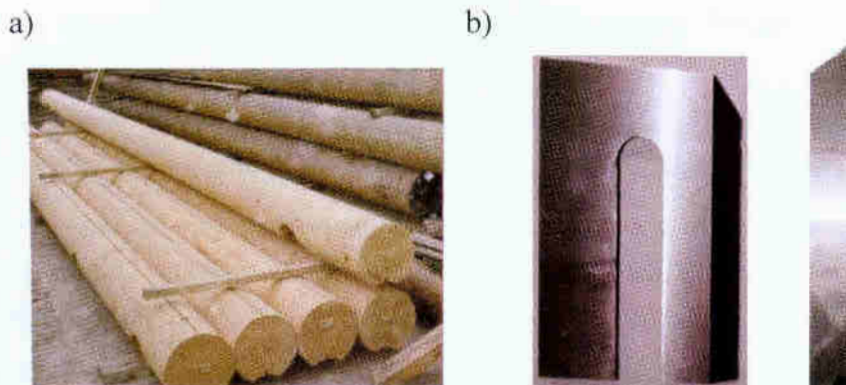
Badania eksploatacyjne prowadzone w f-mie Seeger Dach Lębork, produkcja drewna konstrukcyjnego, wykazały prawie 4-krotny wzrost trwałości stosowanych w produkcji noży z modyfikowaną powierzchnią natarcia powłokami CrCN/CrN, $N_{\Lambda} = 7$, (1:2).

Testy przemysłowe w pełnym cyklu produkcyjnym prowadzono w firmie WAKO w Świeżynie k/Koszalin. Próby prowadzono na obtaczarce DNAA 300 f-my SAFO ze Słupska. Wytwarza się tam bale drewniane (rys. 87a), o średnicy 0,28 m i długości 10 m stosowane do budowy domów z bali drewnianych.

Parametry procesu obróbki

- średnica skrawania $D = 280$ mm,
- grubość warstwy skrawanej do $h = 50$ mm,
- prędkość posuwu $u = 1,5$ m/min,
- prędkość obrotowa narzędzia $n = 740$ min⁻¹,
- prędkość skrawania $v = 24$ m · s⁻¹,
- ilość imaków nożowych 4 szt. (po dwa noże w imaku).

Testowano noże do obtaczarki typu zdzierak 30x20x170 mm i gładzik 100x 125x17 mm (rys. 87b). Pokryto je dwoma rodzajami powłok: CrCN/CrN, $N_A = 6$, (1:2) oraz noże CrCN/CrN + ta-C, $N_A = 6$, (1:2).



Rys. 87. Wielkogabarytowe drewniane elementy konstrukcyjne - bale (a), noże do obtaczarki (b).

Jako miarę zużycia stosowano kryterium fizyczne tj. zmianę drgań obrabiarki, w tym emisję akustyczną oraz ocenę technologiczną - badania organoleptyczne stanu powierzchni. Bale nie powinny mieć brązowych przypaleń, a ich powierzchnia powinna być gładka - bez zmechaceń i nierówności. Miarą wzrostu trwałości noży do obróbki bali drewnianych jest stosunek ilości bali obrobionych nożami z powłokami do ilości bali obrobionych bez tej powłoki.

Z przeprowadzonych testów wynika, że noże z powłoką wielowarstwową CrCN/CrN wykazują trzykrotny wzrost trwałości. Tak przygotowanymi nożami można było obrobić 9 szt. bali (nożami nie modyfikowanymi wytwarza się 3 ÷ 4 szt.). Znaczny wpływ ma na to stan fizyczny pnia drewnianego m.in. jego wilgotność, stopień zabrudzenia piaskiem i innymi wtrąceniami. Noże z powłoką CrCN/CrN + ta-C charakteryzowały się prawie dwukrotnym wzrostem trwałości w stosunku do noży z powłoką CrCN/CrN. Tak modyfikowane noże pozwalały obrobić 17 sztuk bali drewnianych.

Podsumowując wyniki badań przemysłowych można stwierdzić, że modyfikacja powierzchni natarcia ostrzy noży strugarek powoduje co najmniej dwukrotny wzrost trwałości w stosunku do noży bez powłoki. Dodatkowa powłoka typu ta-C na powłoce CrCN/CrN podwyższa jeszcze trwałość o 20%. Zróżnicowane wyniki wzrostu trwałości narzędzi modyfikowanych proponowanymi powłokami wynikają z różnych parametrów obróbki stosowanych w zakładach i różnych rodzajów obrabianych materiałów.

13. Wnioski

Możliwość kształtowania właściwości fizycznych powłok poprzez dobór parametrów technologicznych procesu ich otrzymywania oraz modelowanie architektury powłok umożliwiło zwiększenie odporności ściernej narzędzi do obróbki drewna. Przeprowadzone badania pozwoliły na sformułowanie następujących wniosków:

1. Opracowano technologię powtarzalnego nanoszenia powłok jednowarstwowych na bazie azotku chromu ze zmienną zawartością węgla, metodą katodowego odparowania łukowego.
2. Stwierdzono, że najlepszymi parametrami charakteryzują się warstwy CrCN z 9 % at. zawartością węgla, tj. niskim współczynnikiem tarcia względem przeciwpróbek (Al_2O_3 i stal) - około 0,4, niskim wskaźnikiem zużycia $k_w \sim 5 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ oraz dobrą adhezją $L_{c2} \sim 90 \text{ N}$.
3. Zaprojektowano powłokę wielowarstwową CrCN/CrN łączącą korzystne cechy powłok jednowarstwowych CrCN i CrN. Jej właściwości - wskaźnik zużycia zawierający się w przedziale $1,7 \div 7 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ oraz dobra adhezja $L_{c2} \sim 110 \div 120 \text{ N}$, zależne są od jej architektury (ilości powtórzeń N_Λ modułu Λ , stosunku podziału (a:b) warstw w module Λ i zawartości węgla w warstwie CrCN). Powłoki CrCN/CrN są znacząco lepsze pod względem właściwości tribologicznych niż powłoki jednowarstwowe CrCN.
4. Wytypowane do badań przemysłowych powłoki składające się z 7 modułów CrCN/CrN o grubości około 400 nm każdy i stosunku podziału warstw w module jak 1:1, 1:2 i 1:5 nakładane na noże do głowic strugarskich wykazują zwiększoną trwałość w stosunku do noży bez powłoki. Najlepsze wskaźniki trwałości ostrza, około 200 %, wykazują noże z powłokami CrCN/CrN o architekturze - $N_\Lambda = 7$ i podział warstw w module (1:2). Podobną poprawę odporności na zużycie wykazują noże z powłoką złożoną z 6 modułów. Modyfikacja noża dodatkową powłoką diamentopodobną typu ta-C o grubości 1 μm umożliwiła dodatkowy wzrost „czasu życia” ostrza o 20 %. Obserwacje powyższe potwierdzono we wszystkich zakładach testujących modyfikowane narzędzia.
5. Zastosowanie zmodyfikowanych narzędzi prowadzi do poprawy jakości powierzchni obrabianego drewna.
6. Osiągnięte wskaźniki trwałości narzędzi wykonanych ze stali szybko tnącej z modyfikowaną powierzchnią natarcia są porównywalne do noży z wkładkami z węglików spiekanych i były powodem ich zastąpienia w zakładzie IKEA Swedwood w Resku.

14. Bibliografia

1. Ashby M. F., Jones D. R. H., Materiały inżynierskie, WNT Warszawa. 1996
2. Bowden F.P., D.Tabor Wprowadzenie do trybologii, PWN Warszawa 1980
3. Hebda M., Trybologia, WNT Warszawa 1980
4. Kula P., Inżynieria warstwy wierzchniej. Wydawnictwo Politechniki Łódzkiej, Łódź 2000
5. Burakowski T., Wierchoń T. Inżynieria powierzchni metali, WNT 1995
6. Dobrzański L.A., Podstawy nauki o materiałach, WNT W-wa 2002
7. Michalski A.J. Fizykochemiczne podstawy otrzymywania powłok z fazy gazowej, PW Warszawa 2000
8. Boxman R.L, Goldsmith S., Principles and applications of vacuum arc coatings IEEE Trans, Plasma Sci, 17, 5, 1989
9. Miernik K., Działanie i budowa magnetronowych urządzeń rozpylających, Biblioteka Problemów Eksploatacji, ITE Radom 1997
10. Gabriel H.M. IEEE Transactions on Plasma Science, 21 (5) 1993
11. Holleck H. Schier V. Multilayer PVD coatings for wear protection. Surf. Coat. Technol. 1995;76-77:328-336.
12. Martin P.J., D.R. McKenzie, R.P. Natterfield P.Swift S.W. Filipeczuk, K.H.Müller, C.G.Pacey, B.B. James, Thin Solid Films 153(1987) 91
13. Martin P.J., R.P. Natterfield, T.J.Kinder, L.Descootes, Surf. Coat. Technol.,49 (1991) 239
14. Walkowicz J., J.Smolik, K.Miernik, J.Bujak , Problemy Eksploatacji. 2(15) (1995) 3
15. Hantzsche E., B.Jüttner, Current density in arc spots. IEEE Transactions on Plasma Science, 13,1985
16. Kourtev J., R.Pascova, E.Weißmantel, Thin Solid Films, 287(1996) 202
17. Kourtev J., R.Pascova, E.Weißmantel, Vacuum, 48 (1) 1997
18. Vyskocil J., M.Musil; "Arc evaporation of hard coating; Process and film properties" Surf. Coat. Technol. 1990; 43-44:299
19. Miernik K., Generacja i separacja mikrokropli w metodzie łukowo- próżniowej, Przegląd Techniczny, 22. 1997.
20. Miernik K., Elektronika, 4 (1999) 5
21. Marszałek K., E. Leja, Przemysłowe urządzenia do produkcji powłok dekoracyjnych ze źródłem łukowym, Materiały X Międzynarodowej Szkoły Letniej MIELNO '98 „Modern Plasma Surface Technology”, Wydawnictwo Uczelniane Politechniki Koszalińskiej, Koszalin czerwiec1998
22. Randdhawa H. Thin Solid Films, 167 (1988) 175
23. Navinšek B., P. Panjan, I. Milošev, Surf. Coat. Technol. 97(1997) 182
24. Rebholz C., H. Ziegele, A. Leyland, A. Matthews, Surf. Coat. Technol. 115 (1999) 222
25. Tu J.N., J.G. Duh, S.Y. Tsai, Surf. Coat. Technol. 133-134 (2000) 181
26. Rebholz C., J.M. Schneider, A.A. Voevodin, A. Leyland, A. Matthews, Surf. Coat. Technol. 120-121 (1999) 412
27. Matthews A., A. Leyland, B. Dorn, P.R. Stevenson, M. Bin Sudin, .C.Rebholz, J. Vac. Sci. Technol. A 13 (3) (1995)
28. Pancielejko M. Wpływ parametrów nakładania twardych warstw typu TiC_xN_{1-x} na stal narzędziową metodami fizycznego osadzania z par na ich właściwości tribologiczne. Praca doktorska. Politechnika Koszalińska 2001

29. Era H., Y. Ide, A. Nino, K. Kishitake, Surf. Coat. Technol. 194 (2005) 265 – 270
30. Romero J., J. Esteve, A. Lousa, Period dependence of hardness and microstructure on nanometric Cr/CrN multilayers, Surf. Coat. Technol. 188-189 (2004) 338-342
31. Betiuk M., K. Burdyński, J. Michalski, P. Wach, L. Kwiatkowski, Wytwarzanie warstw układu Cr-N i Ti-Cr-N o podwyższonej odporności na utlenianie, technologią PVD-Arc, na azotowanej stali WCL, Inżynieria Materiałowa Nr 5 (153) 2006
32. Stolarz S. Wysokotopliwe związki i fazy, Wydawnictwo „Śląsk”, Katowice 1974
33. Samsonow G.W. Nitrydy. Izdatielstwo” Naukowa dumka” Kijew 1969
34. Knotek O. Loffer F., Scholl H.J. Propertis of arc-evaporated CrN and (CrAl)N coatings. Surf. Coat. Technol. 45 (1991) 53-58
35. G.G. Fuentes , M.J. Díaz de Cerio a, J.A. García , R. Martínez , R. Bueno a, R.J. Rodríguez , M. Rico, F. Montalá , Yi Qin , Gradient CrCN cathodic arc PVD coatings Surface & Coatings Technology 203 (2008) 670–674
36. www.brycoat.com. Advanced Metallurgical Coatings
37. Burakowski T. Rozważania o synergizmie w inżynierii powierzchni, Radom 2004
38. Podsiadło S. Azotki, WNT .Warszawa 1991
39. Kupczyk M. Ostrza skrawające z twardymi i supertwardymi powłokami, Wyd. Politechniki Poznańskiej 2005
40. Čekada M., Panjan P., Maček M., Šmid P., Comparison of structural and chemical properties of Cr-based hard coatings. Surf. Coat. Technol. 151-152, 31-35, 2002
41. Almer J., Odén M., Håkansson G., Microstructure and thermal stability of arc-evaporated Cr-C-N coatings, Phil. Mag. 84 7/1, 611-630, 2004
42. Polcar T., Cvrček L., Široký P., Novák R., Tribological characteristics of Cr(CN) coatings at elevated temperature, Vacuum 80, 113-116, 2005
43. Maury F., L.Gueroudiji, C.Vahlas; Selection of metalorganic for MOCVD of metallurgical coatings: application to Cr-based coatings. Surf. Coat. Technol. 86-87, 316-324, 1996
44. Maury F., MOCVD of hard metallurgical coatings: Examples in the Cr-C-N system, Electrochimica Acta 50 (2005) 4525-4530
45. Choi Eun Y., .M.Ch.Kang, D.H.Kwon, D.W.Shin, K.H.Kim; Comparative studiem on microstructure and mechanika properties of CrN,Cr-C-N and Cr-Mo-N coatings, J. Mater. Proc. Technol. 187-188, 2007, 566-570
46. Almer J., M. Oden, G. Hakansson; Microstructure, stress and mechanical properties of arc-evaporated CrCN coatings, Thin Solid Films 385 2001 190-197
47. E. Lugscheider, O. Knotek, C. Barimani, S. Gurreiro, H. K. Zimmermann; Surf. Coat. Technol. 94-95 (1997) 416–421
48. Ducros C., C. Cayron, F. Sanchette; Surf. Coat. Technol., 201 (2006) 136 – 142
49. Yashar Philip C., William D. Sproul; Nanometer scale multilayered hard coatings, Vacuum 55 (1999) 179-190
50. Kodym J. Próba określenia mechanizmu zużycia ostrzy skrawających, Archiwum Technologii Budowy Maszyn 1984. zeszyt 3
51. Kupczyk M. Syntetyczny opis zużycia ostrzy skrawających ze szczególnym uwzględnieniem zużycia ściernego. Wyd. Poznańskiego Towarzystwa Przyjaciół Nauk, Prace Komisji Budowy Maszyn, t.13. Poznań 1998

52. Hoglund U. Cutting edge wear in microscale physical conditions wear processes; CIRP Annalen, 1976, 25/1
53. Grzesik W. Podstawy skrawania materiałów metalowych, WNT, W-wa 1998
54. Wysiecki M. Nowoczesne materiały narzędziowe, WNT, W-wa 1997
55. Kalpakjian S., S.R.Schmidt; Manufacturing Engineering and Technology, 4th ed., Prentice-Hall, Upper Saddle River, NJ 2001
56. König W.; Horizons in manufacturing technology. University of Michigan; Michigan 1967
57. Söderberg S., S. Hogmark, Wear mechanism and tool life of high speed related to microstructure, Wear; 1986, 110, 315
58. Dmochowski J. Podstawy obróbki skrawaniem, WNT W-wa 1981
59. Kaczmarek J. Podstawy obróbki wiórowej, ścierniej i erozyjnej, WNT W-wa 1970
60. Storch B. Podstawy obróbki skrawaniem. Wyd. Uczelniane Politechniki Koszalińskiej, Koszalin 2001
61. PN-ISO3685:1996 Badanie trwałości noży tokarskich punktowych
62. Cichosz P. Narzędzia skrawające WNT W-wa 2006
63. J.Fisher, X.Q. Hu, T.D. Stewart; Wear of surface engineered metal-on metal hip prostheses J. Mater. Science, Materials in medicine 15(2004) 225-235
64. Yao S. H., Su Y. L., The tribological potential of CrN and Cr(C,N) deposited by multi-arc PVD process, Wear 212, 85-94, 1997
65. Wang D. Y., Weng K. W., Chang C. L., Ho W. Y., Synthesis of Cr₃C₂ coatings for tribological applications, Surf. Coat. Technol. 120-121, 622-628, 1999
66. Esteve J., Romero J., Gómez M., Lousa A., Cathode chromium carbide coatings for molding die applications; Surf. Coat. Technol. 188-189, 506-510, 2004
67. Seok J. W., Jadeed N. M., Lin R. Y., Sputter deposited nanocrystalline Cr and CrN coatings on steels, Surf. Coat. Technol. 138, 14-22, 2001
68. Gulbiński W., Gilewicz A., Suszko T., Kukliński Z., Warcholiński B., Metoda wyznaczania mikrotwardości cienkich warstw. Zeszyty Naukowe Wydziału Mechanicznego. Politechnika Koszalińska 33, 57-66, 2004
69. Jönsson B., Hogmark S., Hardness Measurement of Thin Films, Thin Solid Films 114, 257-269, 1984
70. Rozmus M., Bujak J., Kusiński J.; Trwałość eksploatacyjna wiertel pokrytych powłokami wielowarstwowymi Cr/CrN/CrN + Cr₂N/Cr(C,N) metodą łukowo-plazmową ArcPVD, Inżynieria Materiałowa 6 (137), 562-566, 2003
71. Romero J., Martinez E., Esteve J., Lousa A., Nanometric chromium nitride/chromium carbide multilayers by r.f. magnetron sputtering; Surf. Coat. Technol. 180-181, 335-340, 2004
72. Wang D, Y., Chiu M, C., Characterization of Cr₂O₃/CrN duplex coatings for injection molding applications, Surf, Coat, Technol, 137, 164-169, 2001
73. Su Y. L., Liu R, H., Su C., T., Yur J. P., Kao W. H., Yao S.H., Tribological characteristics and cutting performance of Cr_x%C-coated carbide tools, J, Mater. Proc. Technol. 153-154, 699-706, 2004
74. Su Y. L., Liu R. H., Su C. T., Yao S. H., Kao W. H., Cheng K. W., Wear CrC-coated carbide tools in dry machining. J. Mater. Proc. Technol. 171, 108-117, 2006

75. Su Y. L., Kao W. H., Wu C. T., Optimum Ti-C:H coatings on tungsten carbide inserts for milling applications. *J. Mater. Proc. Technol.* 108, 30-39, 2000
76. Ichimura H., Rodrigo A., The correlation of scratch adhesion with composite hardness for TiN coatings. *Surf. Coat. Technol.* 126, 152-158, 2000
77. Novueau C., Jorand E., Decès-Petit C., Labidi C., Djouadi A.A., Influence of carbide substrates on tribological properties of chromium nitride coatings: application to wood machining, *Wear* 258, 157-165, 2005
78. Diesselberg M., Stock H. R., Mayr P., Friction and wear behaviour of PVD chromium nitride supported carbon coatings. *Surf. Coat. Technol.* 188-189, 612-616, 2004
79. P. Beer, J. Rudnicki, L. Ciupinski, M.A. Djouadi, C. Nouveau, Modification by composite coatings of knives made of low alloy steel for wood machining purposes, *Surf. Coat. Technol.* 174-175 (2003) 434-439
80. Warcholiński B., A. Gilewicz, Tribological properties of CrN_x coatings, *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng. Przyjęty do druku*
81. Warcholiński B., A. Gilewicz, Właściwości mechaniczne powłok Cr_xN, *Inżynieria Powierzchni* 3 (2009) 27 – 33
82. Warcholiński B., A. Gilewicz, Powłoki przeciwwzyciowe CrN/CrCN na narzędzia do obróbki drewna, *Inżynieria Materiałowa* 6 (153) (2009) 516-519
83. Gilewicz A., B. Warcholiński Z. Kukliński, P. Myśliński, Twarde powłoki ta-C otrzymane metodą impulsowego katodowego odparowania łukowego, *Inżynieria Materiałowa*, przyjęty do druku
84. Habig K.H., G. Meier, Possibilities of model wear for the reselections of coatings for cutting tools, *Surf. Coat. Technol.*, 62 (1993) 428-437
85. Holleck H. , *Vacuum*, 41 (1990) 2220
86. Kopac J., M.Sokovic, S.Dolinsek Tribology of coated tools in conventional and HSC machining. *J. Mater. Proc. Technol.* 118 (2001) 377-384
87. Krzysik F. *Nauka o drewnie*, PWN. Warszawa 1975
88. Beer P., *Badania wpływu materiałowej modyfikacji powierzchni narzędzi na proces obwodowego skrawania drewna okrągłego*. Praca doktorska. SGGW WTD Warszawa 1998
89. Grobelny T. *Stan cieplno-mechaniczny ostrza narzędzia w procesie frezowania drewna i tworzyw drewnopochodnych*. Praca doktorska SGGW. W-wa 1999
90. Duchnowski K. *Maszynowa obróbka. Narzędzia i podstawowe obrabiarki stolarskie*, WSZ i P W-wa 1997
91. Pożgaj A., Chovanec D., Kurjatko S., Babiak M., *Štruktura a vlastnosti dreva*, PRÍRODA a.s., Bratislava 1993
92. Walczak J., *Wytrzymałość materiałów oraz podstawy teorii sprężystości i plastyczności*. PWN
93. Gulbiński W., A. Gilewicz, T. Suszko, Z. Kukliński, B. Warcholiński, Właściwości trybologiczne cienkich warstw węgliku tytanu nanoszonego metodą reaktywnego rozpylania magnetronowego, *Inżynieria Powierzchni*, 4 (2004)
94. Orlicz T. *Obróbka drewna narzędziami tnącymi*. Wyd. SGGW. Warszawa 1988
95. Kivimaa E., *Cutting force in woodworking*, The State Institute for Tech. Research., Helsinki

96. Porankiewicz B. Tępienie się ostrzy i jakość przedmiotu obrabianego w skrawaniu płyt wiórowych. Rozprawy Naukowe Nr 341 Akademia Rolnicza 2003 Poznań
97. Grant W.K., C. Loomis, J.J. Moore, D.L. Olson, B. Mishra, A.J. Perry, Characterization of hard chromium nitride coatings deposited by cathodic arc vapor deposition, *Surf. Coat. Technol.* 86-87 (1996) 788-796
98. Porankiewicz B. Kryteria i metody oceny stopnia stępienia ostrzy narzędzi skrawających do obróbki drewna, Wyd. Akademia Rolnicza 1978 Poznań
99. Boehme C., U.Münz, Zerspanungsverhalten u.Verschleisswirkung von Normalu, Sonderplatten mit einheitlicher Beschichtung bei Anwendung unterschiedlicher Zerspanungsverfahren, Fraunhofer Institut für Holzforschung. WKI - Bericht17, Braunschweig 1987
100. Murase Y, Frictional properties of wood at high sliding speed, *Mozukai Gakkaishi* 26, 1980
101. Beer P., Djouadi M. A., Marchal R., Sokolowska A., Lambertin M., Miklaszewski S., Influence of knife surfaces modification with hard coatings on peeling wood process, *J. Mater. Proc. Technol.* 92-93 (1999) 264-268
102. Michalski A., Miklaszewski S., Badania trwałości narzędzi do obróbki skrawaniem drewna pokrytych TiN i (Ti, Al, V, Cr, Mo)N. Proceedings II Ogólnopolskiej Konferencji - Obróbka Powierzchniowa, Częstochowa, 1993, Polska, 163-165
103. Walkowicz J., Smolik J., Miernik K., Bujak J., Comparative investigation of the wear behavior of TiN monolayer coatings, Ti(C,N) multicomponent coatings and TiC/Ti(C,N)/TiN multilayer coatings deposited by the vacuum arc method. Proceedings of the 11th Conference on High Vacuum Interfaces and Thin Films. Dresden, Niemcy, 1994, 587-591
104. Nouveau C., Djouadi M.A., Decès-Petit C., Beer P., Lambertin M, (2001) Influence of Cr_xN_y coatings deposited by magnetron sputtering on tool service life in wood processing. *Surf. Coat. Technol.* 142-144 (2001) 94-101
105. Beer P., Djouadi, A., Marchal R., Sokolowska A., Lambertin M., Czyzniewski A., Precht W, Antiabrasive coatings in a new application - wood rotary peeling process. *Vacuum* 53 (1999) 363-366
106. Chafik Labidi - praca doktorska, Amelioration de la durée de service d'outils d'usinage du bois par traitements de surface et préparation de l'arête de coupe. ENSAM Cluny, 2006
107. Csanady E. (2004) Thermal loading in wood tools. Proceeding of the 2nd International symposium on wood Machining, Wiedeń 2004: 289-300
108. Darmawan W., Tanaka C., Usuki H.: Performance of Coated Carbide Tools in Turning Wood-based Materials, *Journal of Wood Science*, 47/2001, s. 342-349
109. Błazewski S., Mikoszewski J., Pomiary twardości metali, WNT, Warszawa 1981.
110. Djouadi M.A., P. Beer, R. Marchal, A. Sokolowska, M. Lambertin, W.Precht, C.Nouveau Antiabrasive coatings: application for wood processing, *Surf. Coat. Technol.* 116-119 (1999) 508-516
111. Binduła M., Zużycie noży frezarskich pokrytych powłokami trudnościernymi przy frezowaniu płyt MDF, Praca magisterska SGGW WTD, Warszawa 1996
112. Warcholinski B., A. Gilewicz, P. Myśliński, Tribological properties of TiAlCrN thin films, *Rev. Adv. Mater. Sci.*, przyjęty do druku

113. Hogmark S., Jacobson S., Larsson M., Design and evaluation of tribological coatings, *Wear* 246, 2000, 20-33
114. J. M. Castanho, M. T. Vieira, Effect of ductile layers in mechanical behaviour of TiAlN thin coatings, *J. Mater. Proc. Technol.* 143–144 (2003) 352–357
115. Chamot E., Porankiewicz B., Quantum chemical modeling of MFR and UFR decomposition for potential involvement in high temperature corrosion during particle board machining. Proceedings of the 13th International Wood Machining Seminar. Vancouver, June 17-20,1997
116. Castanho J. M., D. Pinheiro, M. T. Vieira, New Multilayer Coatings for Secondary Wood Products Cutting, *Materials Science Forum* 455-456 (2004) 619-622
117. Stueber M., U. Albers, H. Leiste, S. Ulrich, H. Holleck, P.B. Barna, A. Kovacs, P. Hovsepian, I. Gee, Multifunctional nanolaminated PVD coatings in the system Ti–Al–N–C by combination of metastable fcc phases and nanocomposite microstructures, *Surf. Coat. Technol.* 200 (2006) 6162–6171
118. Lawrowski Z., *Tribologia – tarcie, zużywanie i smarowanie*, PWN, Warszawa 1993
119. Faga M. G., L. Settineri, Innovative anti-wear coatings on cutting tools for wood machining, *Surface and Coatings Technology* 201 (2006) 3002–3007
120. Quinto D. T., Twenty-Five Years of PVD Coatings at the Cutting Edge, *SVC Bulletin*, Fall (2007) 17-22
121. Dobrzański L.A., *Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach*, WNT Warszawa 1996
122. Żmihorski E., *Stale narzędziowe i obróbka cieplna narzędzi*, WNT Warszawa 1970
123. B. Schultrich, H.-J. Scheibe, D. Drescher, H. Ziegele, Deposition of superhard amorphous carbon films by pulsed vacuum arc deposition, *Surf. Coat. Technol.* 98 (1998) 1097
124. Stewart H.A., Feasible High-Temperature Phenomena In Tool Wear From Wood Machining. *Forest Products Journal*. March 1989
125. Berr P., Miklaszewski S., Sokołowska A. Friction coefficient for Wood In contact with .TiN, (TiZr)N, and ZrN ; *Proc. 10th Congr. Int. Federation for Heat Treatment and Surface Endinineering*. 1999 UK 532-542
126. Warcholiński B., A. Gilewicz, Z. Kukliński, P. Myśliński, Arc-evaporated CrN, CrN and CrCN coatings, *Vacuum* 83 (2009) 715–718
127. Wiklund U., Influence of Residual Stresses on Fracture and Delamination of Thin Hard Coatings, from Ph.D. Dissertation “Mechanics and Tribology of Micro- and Nanolayered PVD Coatings”, Uppsala University, Acta Universitatis Upsaliensis Uppsala, Sweden, 1999
128. Hultman L., Muenz W.Z., Musil J., Kadlec S., Petrov I., Green J.E., : Low - energy ion irradiation during growth of TiN deposited by reactive magnetron sputtering : Effect of ion flux on film microstructure. *J.Vac.Sci. Tech. A* 9(1991)
129. Cullity B. D. *Podstawy dyfrakcji promieni rentgenowskich*, PWN, Warszawa 1964
130. Ducros C., Cayron F., Sanchette, *Surf. Coat. Technol.* 201 (2006) 136 – 142.
131. S.M. Aouadi, D.M. Schultze, S.L. Rohde, K.C. Wong, K.A.R. Mitchell, *Suf. Coat. Technol.* 140 (2001) 269 – 277

132. Öztürk A., Fzirmik K.V., Kazmanl K., Ürgen M., Erylmaz O.L., Erdemir A. Comparative tribological behaviors of TiN, CrN and MoNCu nanocomposite coatings *Tribology International* Volume: 41, 2008, 49-59
133. Erdemir A., *Tribology Lett.* 2000; 8:97-102
134. Erdemir A., *Surf Coat Technol.* 2005;200:1792-6
135. Gilewicz A., B.Warcholiński, Z. Kukliński; Właściwości tribologiczne twardych warstw Cr(C,N) otrzymywanych metodą katodowego odparowania łukowego *Inżynieria Materiałowa* 5 (153) 2006
136. Endler I., K. Bartsch, A. Leonhardt, H.-J. Scheibe, H. Ziegele, I. Fuchs, Ch. Raatz, Preparation and wear behaviour of woodworking tools coated with superhard layers, *Diamond and Related Materials* 8 (1999) 834-839
137. Grant W.K. , C. Loomis b, J.J. Moore a, D.L. Olson a, B. Mishra a, A.J. Perry, Characterization of hard chromium nitride coatings deposited by cathodic arc vapor deposition, *Surface and Coatings Technology* 86-87 (1996) 788-796
138. Labidi C., Collet R., Nouveau C., Beer P., Nicosia S., Djouadi M.A. Surface treatments of tools used in industrial wood machining. *Surf. Coat. Technol.* 200 (2005) 118-122
139. Faga M.G., Gautier G., Calzavarini R., Perucca M., Boot E., Cartasegna F.; Settineri L., AlSiTiN nanocomposite coatings developed via Arc Cathodic PVD: Evaluation of wear resistance via tribological analysis and high speed machining operations, *Wear* 263 (2007) 1306-1314
140. Nouveau C., Martin J.P. Ferreira; Collet, R.; Djouadi, A., Application of CrAlN coatings on carbide substrates in routing of MDF, *Wear* 263 (2007) 1291-1299
141. Niedzielski P.; Miklaszewski S.; Beer P.; Sokolowska A., Tribological properties of NCD coated cemented carbides in contact with wood, *Diamond and Rel. Materials* 10 (2001) 1-6
142. Hakovirta M., Hardmetal woodcutting tool tips coated with tetrahedral amorphous carbon. *Diamond and Related Materials* 8 (1999) 1225-1228
143. Ezirmik V., Senel E., Kazmanli K., Erdemir A., Ürgen M., Effect of copper addition on the temperature dependent reciprocating wear behaviour of CrN coatings, *Surf. Coat. Technol.* 202 (2007) 866-870
144. Suszko T., Wysokotemperaturowe właściwości tribologiczne azotku molibdenu -Mo₂N domieszkowanego miedzią; Praca doktorska ITME W-wa 2005
145. Tacikowski M., Ulbin-Pokorska I., Wierzchon T., Microstructure of the composite oxynitrided chromium layers produced on steel by a duplex method, *Surf. Coat. Technol.* 201 (2001) 2776-2781
146. C.P. Mulligan, T.A. Blanchet, D. Gall, CrN-Ag nanocomposite coatings: Tribology at room temperature and during a temperature ramp, *Surf. Coat. Technol.* 204 (2010) 1388-1394
147. Büschel M., Grimm W., Influence of the pulsing of the current of a vacuum arc on rate and droplets, *Surf. Coat. Technol.* 142-144, 2001, 665-668.